

# **Wirkmedienbasierte Mikroumformung unter Ausnutzung von temperatur- gesteuerter Umwandlungsplastizität**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

**der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik  
der Universität Rostock**

vorgelegt von

**Enrico Eichler**

geb. am 04.11.1978 in Neubrandenburg

wohnhaft in Hamburg

Rostock, Oktober 2009

urn:nbn:de:gbv:28-diss2009-0189-0

- Gutachter 1: Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Hirschmann, Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Getriebe und Antriebstechnik
- Gutachter 2: Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Kessler, Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Werkstofftechnik
- Gutachter 3: Prof. Dr.-Ing. habil. Bernhard Karpuschewski, Universität Magdeburg, Fakultät Maschinenbau, Lehrstuhl Zerspantechnik
- Dekan: Prof. Dr.-Ing. habil. Egon Hassel, Universität Rostock, Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik

Datum der Verteidigung: 28.10.2009

## **Vorwort**

Diese Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit zwischen 2004 und 2007 als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Forschungs Kooperation für Antriebstechnik und Mechatronik, der Universität Rostock. Dort hatte ich die Möglichkeit an einem vom BMBF geförderten InnoRegio Forschungsprojekt zu arbeiten und die vorliegende Dissertation anzufertigen. Die Arbeit entstand in enger Zusammenarbeit mit dem Industriepartner MQ Engineering GmbH aus Rostock.

Auf diesem Weg möchte ich mich besonders bei Professor Hirschmann für die wissenschaftliche Betreuung und der großen Unterstützung während der gesamten Zeit bedanken. Ebenso danke ich Frau Dr. Ahrens, Herrn Kadolph und allen am Projekt beteiligten Mitarbeitern der MQ Engineering GmbH, die mich besonders im Bereich der Werkstofftechnik unterstützt haben.

Außerdem möchte ich mich bei allen Kollegen der Fakultät bedanken, die an dem mechanischen Aufbau der Versuchsanlage mitgearbeitet haben. Nicht zu vergessen die zahlreichen Studenten, die an dem Projekt mitgewirkt haben.

Bedanken möchte ich mich besonders bei Berit Krause, die mich während der gesamten Schreibphase tatkräftig unterstützte.

Schließlich danke ich meiner Familie und allen nicht namentlich genannten Freunden und Kollegen, die mich unterstützt und konstruktiv durch den Lebensabschnitt als Doktorand begleitet haben.

*Rostock, Oktober 2009*

*Enrico Eichler*

# Inhaltsverzeichnis

<b>VORWORT .....</b>	<b>I</b>
<b>INHALTSVERZEICHNIS .....</b>	<b>II</b>
<b>SYMBOLE UND BEZEICHNUNGEN .....</b>	<b>IV</b>
<b>ABKÜRZUNGEN .....</b>	<b>VII</b>
<b>1 EINLEITUNG .....</b>	<b>1</b>
<b>2 STAND DER FORSCHUNG UND TECHNIK.....</b>	<b>2</b>
2.1 Werkstoffwissenschaftliche Grundlagen.....	3
2.1.1 Austenitische Stähle.....	3
2.1.2 Phasenumwandlung durch äußere Einflüsse .....	5
2.1.3 Größeneffekte in der Mikroumformung .....	12
2.1.4 Randbedingungen für die Nutzung der Umwandlungsplastizität.....	13
2.2 Messmethoden.....	15
2.2.1 Definition der wichtigsten Kenngrößen in der Umformtechnik.....	15
2.2.2 Der Zugversuch.....	18
2.3 Das wirkmedienbasierte Umformverfahren .....	21
2.3.1 Verfahrenstechnik und Anwendungsbeispiele .....	22
2.3.2 Einflüsse auf die Umformung .....	25
2.3.3 Verfahrensgrenzen.....	28
<b>3 PROBLEMSTELLUNG, ZIELSETZUNG UND VORGEHENSWEISE .....</b>	<b>30</b>
<b>4 ENTWICKLUNG EINER VERSUCHSEINRICHTUNG ZUR WIRK- MEDIENBASierten UMFORMUNG VON KLEINSTBAUTEILEN .....</b>	<b>32</b>
4.1 Das Prozessmodell .....	32
4.2 Aufbau der Versuchseinrichtung .....	33
4.2.1 Systembeschreibung und Funktionsweise der mechanischen und hydraulischen Komponenten.....	37



4.2.2	Beschreibung der Steuerung und Prozessüberwachung .....	43
<b>5</b>	<b>UMFORMVERSUCHE .....</b>	<b>50</b>
5.1	Werkstoffauswahl .....	50
5.2	Abmessungen der Versuchsbauteile .....	56
5.3	Abmessungen des Umformwerkzeuges .....	59
5.4	Temperierter Zugversuch zur Ermittlung der optimalen Umformtemperatur.....	62
5.5	Ermittlung der Umformparameter für die IHU-Versuche.....	64
5.6	Versuchsdurchführung der IHU-Versuche (Werkstoff 1.4301).....	68
5.7	Versuchsdurchführung der IHU-Versuche (Werkstoff 1.4441).....	74
5.8	Charakterisierung umgeformter Proben .....	75
<b>6</b>	<b>ERGEBNISSE.....</b>	<b>78</b>
6.1	Auswertung Werkstoff 1.4301 .....	78
6.2	Auswertung Werkstoff 1.4441 im Vergleich zum Werkstoff 1.4301 .....	94
6.3	Maßhaltigkeit der umgeformten Bauteile.....	96
6.4	Zusammenfassung, Diskussion der Ergebnisse und Darstellung von Verbesserungsmöglichkeiten .....	99
<b>7</b>	<b>ANWENDUNGSBEISPIELE ZUM WIRKMEDIENBASIERTEN UMFORMVERFAHREN.....</b>	<b>102</b>
7.1	Herstellung von Metallbälgen .....	102
7.2	Herstellung von Schraubenspindeln für eine Pumpe .....	103
7.3	Herstellung von Fügeverbänden .....	105
<b>8</b>	<b>ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK .....</b>	<b>108</b>
<b>9</b>	<b>LITERATURVERZEICHNIS .....</b>	<b>110</b>
<b>10</b>	<b>ABBILDUNGS- UND TABELLENVERZEICHNIS .....</b>	<b>115</b>

## SYMBOLLE UND BEZEICHNUNGEN

$a$	Innenradius
$A$	Bruchdehnung
$b$	Länge des differentiellen Wandelements
$d_0$	Ausgangsdurchmesser vor der Aufweitung
$E$	E-Modul
$F$	Kraft
$F_a$	Vorschubkraft
$k_f$	Fließspannung
$L_0$	Ausgangslänge
$L_1$	Länge nach Dehnung
$L_U$	Verbleibende Messlänge nach dem Bruch im Zugversuch
$M$	Martensit
$M_d$	oberhalb dieser Temperatur wird unabhängig von der Deformation kein Martensit gebildet
$M_s$	Martensitstarttemperatur
$p$	Druck
$p_i$	Innendruck
$p_{\text{Fließ}}$	Fließdruck
$Q$	Volumenstrom
$r$	Rohrradius nach der Aufweitung
$r_0$	Ausgangsrohrradius vor der Aufweitung
$R_{eH}$	obere Streckgrenze

$R_{eL}$	untere Streckgrenze
$R_m$	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2% Dehngrenze
$Re$	Reynoldzahl
$s$	Wanddicke oder Weg
$S$	Tatsächliche Fläche bzw. Querschnittsfläche
$S_0$	Ausgangsfläche bzw. -querschnitt
$T_A$	Ausgangstemperatur
$T_E$	Eingangstemperatur
$T_W$	Werkzeugtemperatur
$u$	Strömungsgeschwindigkeit
$\alpha$	kubisch raumzentrierte martensitische Phase, Martensit, der direkt aus dem $\gamma$ -Austenit entstanden ist
$\alpha'$	Martensit, der über die $\epsilon$ -Phase entstanden ist
$\gamma$	Austenit
$\epsilon$	Dehnung
$\epsilon$	hexagonale martensitische Phase
$\nu$	kinematische Viskosität
$\sigma$	Spannung
$\sigma_t$	Tangentialspannung
$\sigma_{1,2,3}$	Hauptspannungen

$\varphi$	Umformgrad
$\varphi_v$	Vergleichsumformgrad

## Abkürzungen

AD	Außendurchmesser
I/O	Digitaler Input- Output- Schalter der Messkarte
IHU	Innenhochdruckumformen, wirkmedienbasiertes Umformverfahren
kfz	kubisch flächenzentriertes Gefüge
krz	kubisch raumzentriertes Gefüge
Ma.-%	Masseprozent
PTFE	Polytetrafluorethylen, Kunststoff mit Handelsnamen Teflon
TRIP	Transformation Induced Plasticity
TWIP	Twinning Induced Plasticity
WD	Wandstärke
ZME	Zumesseinheit der Common-Rail-Pumpe (Drosselventil zur Volumenstrom-drosselung)

## **1 Einleitung**

In vorangegangenen Forschungsarbeiten auf dem Gebiet der Werkstofftechnik wurde das Kaltumformbarkeitsvermögen von austenitischen Stählen untersucht. Es stellte sich heraus, dass bei ausgewählten Stählen das Umformvermögen abhängig von der bei einer bestimmten Temperatur auftretenden Spannung ist und sich beim temperaturgesteuerten Umformprozess gleichzeitig die Festigkeit steigern lässt. Liegt die Temperatur in einem industriell nutzbaren Bereich, lassen sich damit in der Praxis verbesserte Umform- und Materialeigenschaften durch die Wahl geeigneter Umformparameter erzielen. Mit einem wirkmedienbasierten Umformverfahren lassen sich die durch Gefügeumwandlung hervorgerufenen Werkstoffeffekte über Steuerung von Umformtemperatur und Umformdruck des Wirkmediums gezielt beeinflussen. Durch eine Kombination von Erkenntnissen aus der Materialforschung mit einem geeigneten Herstellungsverfahren wird somit eine bessere Materialausnutzung erreicht. Auf diese Weise können Volumen, Gewicht und folglich die Kosten von Umformbauteilen gesenkt werden.

Dieser Effekt wurde beim wirkmedienbasierten Umformen von größeren Bauteilen bereits erfolgreich nachgewiesen. Er wird im Rahmen dieser Arbeit auf Mikrobauerteile übertragen. Da Fertigungsverfahren aus dem Makrobereich aufgrund von Größeneffekten nicht problemlos im Mikrobereich anwendbar sind, müssen neue Verfahren erarbeitet und erprobt werden.

Mittels einer neu entwickelten Versuchseinrichtung werden zahlreiche Umformversuche durchgeführt, um die Grenzen des neuen Verfahrens auszuloten. Es wird unter anderem der erreichbare Umformgrad in Abhängigkeit von der eingestellten Temperatur erforscht. Das Ergebnis ist ein Prozessfenster für einen stabilen Umformprozess von kleinen röhrenförmigen Versuchsbauteilen. Die gewonnenen Erkenntnisse werden anhand verschiedener Anwendungsbeispiele praxisnah umgesetzt.

## **2 Stand der Forschung und Technik**

Ein für die Umformtechnik idealer Werkstoff weist sowohl eine hohe Endfestigkeit des Bauteils als auch eine gute Duktilität während des Herstellungsprozesses auf. Leider verhalten sich diese Eigenschaften in der Praxis häufig konträr. Es gibt zum einen gut kaltumformbare Stähle, welche bei der Verformung besonders plastifizierbar sind, aber nur eine geringe Festigkeit aufweisen und zum anderen hochfeste Stähle, die schlecht umformbar sind. Ein guter Kompromiss zwischen diesen geforderten Eigenschaften wird durch den Einsatz von Chrom-Nickel Stählen erreicht. Aufgrund ihrer guten Verformbarkeit, verbunden mit relativ hohen Festigkeitswerten und der hohen Korrosions- und Hitzebeständigkeit, decken diese Stähle ein breites Einsatzgebiet in der Lebensmittelindustrie, Medizin-, Energie- und Umwelttechnik ab. Heute interessiert sich angesichts ihres guten Crashverhaltens auch der automobiler Leichtbau für diese Werkstoffe. Aus Kostengründen werden häufig metastabile austenitische Stähle eingesetzt, wozu auch die Cr-Ni Legierungen zählen. Die metastabilen Stähle besitzen die heute oft als nachteilig betrachtete Eigenschaft, durch Einwirkung äußerer Belastungen ein martensitisches Gefüge zu bilden. Durch den Martensit wird zwar die Festigkeit des Bauteils gesteigert, da er sich aber häufig nur in lokal beschränkten Bereichen bildet, erhöht sich durch die Sprödigkeit des Martensits zugleich die Gefahr des Materialversagens in diesen Zonen. Teilweise wird die Martensitbildung durch die Zufuhr von thermischer Energie in den Umformprozess verringert und somit die Rissbildung bzw. das Materialversagen verhindert. Die Materialverfestigung und die damit verbundenen Gefügeumwandlungseffekte werden bis heute technologisch nicht genutzt. Sie werden in dieser Arbeit auf die industrielle Anwendbarkeit hin untersucht.

Im Vorfeld dieser Arbeit wurde ein wirkmedienbasiertes Umformverfahren entwickelt, das es gestattet Gefügeumwandlungen im Material durch Temperatur bzw. Druck zu steuern und damit vorteilhaft beim Umformen auszunutzen [1]. Der neu entwickelte Prozess wird über die Temperatur des Wirkmediums thermisch gesteuert. Das wirkmedienbasierte Umformen, auch Innenhochdruckumformen (IHU) genannt, wird heute in der Industrie für die Herstellung verschiedener Bauteile eingesetzt. Besonders im Automobilbereich hat sich das Verfahren etabliert. So werden bspw. Teile für Abgasanlagen, Tanks, Querträger und Nockenwellen unter Anwendung des Innenhochdruckumformverfahrens hergestellt. Versuche, das wirkme-

dienunterstützte Hochdruckumformen auch für die Herstellung kleiner Bauteile einzusetzen, sind bisher nicht bekannt.

In den folgenden Kapiteln werden zunächst die Grundlagen erläutert, auf denen das Projekt aufbaut sowie relevante Werkstoffprüfmethoden und Kenngrößen beschrieben. Weiterhin wird der Stand der Technik in der Innenhochdruckumformung dargestellt, woraus sich der Aufbau der Versuchseinrichtung ableitet.

## **2.1 Werkstoffwissenschaftliche Grundlagen**

### **2.1.1 Austenitische Stähle**

Die austenitischen Stähle wurden Anfang der 20er Jahre durch die Krupp Forschungsanstalt unter der noch heute üblichen Bezeichnung V2A Stahl entwickelt. Die Eigenschaften dieser Stähle sind gekennzeichnet durch eine niedrige Streckgrenze und eine gute Kaltumformbarkeit [2].

Das Gefüge der austenitischen Stähle besteht bei Raumtemperatur größtenteils aus Austenit (kubisch flächenzentrierte  $\gamma$ -Phase) und außerdem zu kleinen Teilen aus  $\delta$ -Ferrit und Karbiden. Der Austenit ist metastabil, d.h. das Gefüge kann sich durch die Einwirkung von äußeren Einflüssen, wie Temperatur und mechanischer Belastung (Kaltumformung), ändern. Die Gefügeänderung kann auf zwei verschiedenen Wegen erfolgen. Entweder wandelt sich der  $\gamma$ -Austenit direkt in den hier kubisch raumzentrierten  $\alpha$ -Martensit um, welcher durch hohe Festigkeit gekennzeichnet ist, oder die Umwandlung erfolgt über den hexagonalen  $\epsilon$ -Martensit in den kubisch raumzentrierten  $\alpha'$ -Martensit. Der zweite Weg über die  $\epsilon$ -Phase ist für dieses Forschungsprojekt von besonderem Interesse und wird im nächsten Kapitel ausführlich beschrieben. Die Stabilität des Austenits wird als Widerstand des Ausgangsgefüges gegenüber der Phasenumwandlung definiert [3] und ist abhängig von

- der Legierungszusammensetzung,
- der Temperatur,
- dem Spannungszustand, über Druck bzw. Umformkraft,
- der Korngröße,
- der Stapelfehlerenergie,



- der Umformgeschwindigkeit.

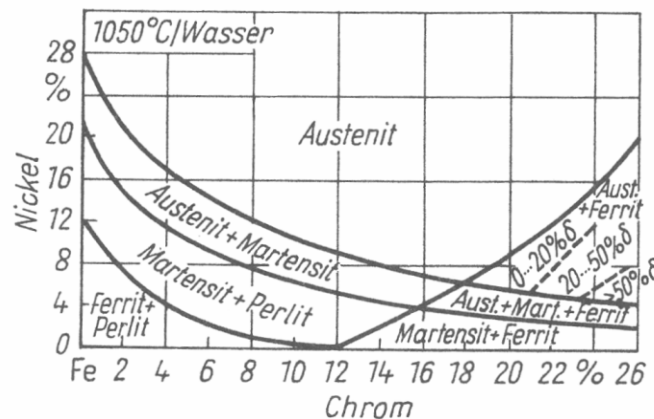


Abb. 2.1: Gefügeausbildung der Chrom-Nickel Stähle [2]

Die Abb. 2.1 beschreibt das Gefüge eines CrNi Stahls mit  $\approx 0,2\text{Ma.}\% \text{ C}$  in vom mit Wasser abgelöschten Zustand. Der Austenitanteil erreicht bei 18Ma.-% Chromanteil ein Maximum. Der Chromanteil erhöht die Festigkeit und verfeinert das Korn des Gefüges. Durch den Nickelanteil wird der Stahl zäher und Molybdän verbessert die Anlasssprödigkeit [2]. Legierungselemente wie Titan, Niob, Molybdän und Wolfram bilden die Grundlage für warmfeste Stähle. Karbidausscheidungen an den Korngrenzen, Eindiffusion von Sauerstoff und Schwefel sowie Grobkornbildung können zur Versprödung des Materials führen. Die Legierungszusammensetzung wird je nach Einsatzgebiet angepasst.

Die Stabilität des Austenits erhöht sich mit zunehmendem Ni- und C-Gehalt. Diese stabilen austenitischen Stähle bilden kein Martensit bei der Umformung und sind im Rahmen dieser Arbeit nicht weiter von Interesse. Ein niedriger Ni-Gehalt setzt im Gegensatz dazu die Austenitstabilität herab und begünstigt somit die Martensitbildung [4]. Als ein Maß für die Stabilität des Austenits kann die Stapelfehlerenergie herangezogen werden. Sie stellt die Energie dar, welche nötig ist, um zweidimensionale Gitterbaufehler im Werkstoff zu bilden. Metastabile Stähle (kfz) besitzen eine niedrige Stapelfehlerenergie, d.h. sie haben eine hohe Anzahl von Stapelfehlern und sind daher gekennzeichnet durch eine niedrige Beweglichkeit von Versetzungen, einen hohen Verfestigungsexponenten und eine geringe Neigung zur Kristallerholung [5], was diese Stähle für die Arbeit besonders interessant macht. Die auftretenden Phasenumwandlungseffekte werden im nächsten Kapitel ausführlich beschrieben.

### 2.1.2 Phasenumwandlung durch äußere Einflüsse

Im Makrobereich wird seit Jahren an der Entwicklung neuer Stähle mit verbesserten Umformeigenschaften geforscht. Es werden neue Legierungen entwickelt und Werkstoffeffekte untersucht. Ein bekanntes Phänomen ist der TWIP-Effekt (Twinning Induced Plasticity), bei dem Stapelfehler des Kristallgitters von Stählen und Nichteisenmetallen zur Zwillingsbildung genutzt werden, um besonders große Dehnungen von bis zu 1000% zu erzielen [6]. Allerdings tritt dieser Effekt nur bei teuren und in der Regel nicht im Handel beschaffbaren Sonderwerkstoffen bzw. Sonderlegierungen auf, weshalb eine breite industrielle Nutzung des TWIP-Effektes in naher Zukunft nicht zu erwarten ist. Beim so genannten Formgedächtniseffekt werden martensitische Umwandlungen genutzt, deren Form sich in Abhängigkeit von der Temperatur oder der äußeren Spannung reversibel ändert [7, 8]. Dieser Effekt ist zwar das Resultat von Phasenumwandlungen, er wird jedoch im Rahmen der Arbeit nicht weiter betrachtet.

Neben den vorher genannten Effekten hat besonders der TRIP-Effekt (Transformation Induced Plasticity) großes wirtschaftliches Potential, da dieser im Gegensatz zum TWIP-Effekt auch bei herkömmlichen austenitischen Edelstählen auftritt, die bereits ein breites Anwendungsfeld haben. Beim TRIP-Effekt, auch Umwandlungsplastizität genannt, wird das Gefüge durch eine plastische Verformung teilweise oder vollständig in Martensit umgewandelt. Legierungszusammensetzung, Temperatur und Druck haben dabei einen entscheidenden Einfluss auf diese Phasenumwandlung.

In Abb. 2.2 ist der Einfluss des Nickelgehaltes auf die Martensitstarttemperatur  $M_s$  dargestellt. Es ist ersichtlich, dass ein niedriger Nickelgehalt die Martensitbildung oberhalb der Raumtemperatur begünstigt.

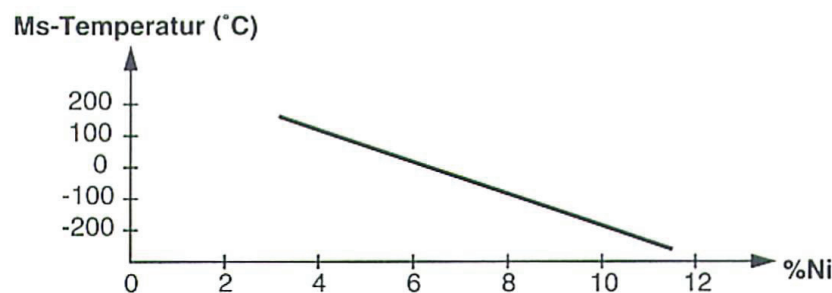


Abb. 2.2: Abhängigkeit Ms-Temperatur vom Nickelgehalt bei 18%Cr 0.04%C – Stahl [4]

Zusätzlich wird in der Literatur die  $M_d$ -Temperatur definiert, über welcher, unabhängig von der Deformation, keine Martensitbildung mehr auftritt. Der Grund dafür ist, dass die zur Martensitbildung erforderliche Spannung oberhalb der Zugfestigkeit des Werkstoffes liegt [4, 9], vgl. Abb. 2.3.

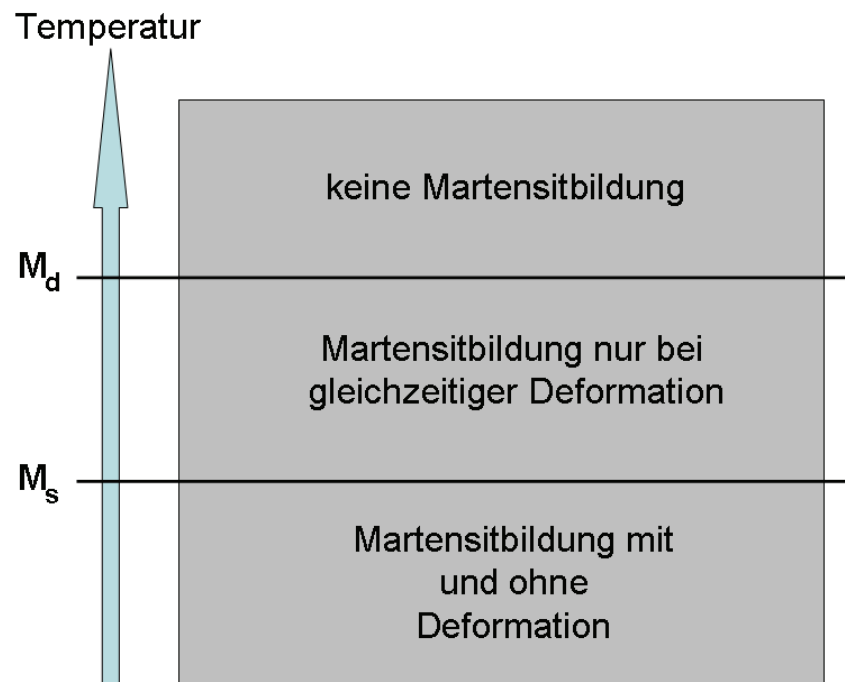


Abb. 2.3: Definition der Martensitbildungstemperaturen

Die Temperaturabhängigkeit der dehnungsinduzierten Martensitbildung wurde bereits erforscht. Beispielsweise hat *Angel* die Martensitmenge in Abhängigkeit von der Temperatur bei einwirkender Belastung untersucht, siehe Abb. 2.4.

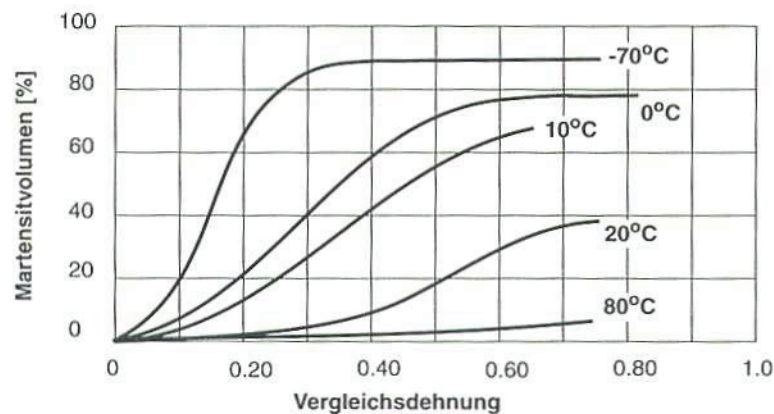


Abb. 2.4: Dehnungsinduzierte Martensitbildung eines CrNi-Stahls im isothermen einachsigen Zugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen [10]

Diese Untersuchung zeigt, dass neben der Legierungszusammensetzung eine niedrige Temperatur die Martensitmenge bei einer Verformung erhöht. Die Verformung muss dabei nicht zwingend plastisch sein. Je nach Temperatur kann die Martensitauflösungsspannung unter- oder oberhalb der Fließgrenze des Materials liegen und wird somit zum einen als spannungsinduzierte Martensitbildung (unterhalb der Fließgrenze) und zum anderen als verformungsinduzierte Martensitbildung (oberhalb der Fließgrenze) bezeichnet [9].

Um die Martensitbildung quantitativ darzustellen, wurden unterschiedliche empirische Formeln entwickelt, siehe Tabelle 2.1.

Tabelle 2.1: Formeln zur Berechnung von Stabilitätskriterien der  $M_s$ -Temperatur [9]

Eichelmann 1953 [11]	$M_s (^{\circ}\text{C}) = 1350 - 1665(\%C + N) - 28(\%Si) - 33(\%Mn) - 42(\%Cr) - 61(\%Ni)^*$
Monkman 1957 [12]	$M_s (^{\circ}\text{C}) = 1182 - 1456(\%C + N) - 37(\%Cr) - 57(\%Ni)^*$
Pickering 1984 [13]	$M_s (^{\circ}\text{C}) = 502 - 819(\%C) - 1230(\%N) - 13(\%Mn) - 30(\%Ni) - 12(\%Cr) - 54(\%Cu) - 6(\%Mo)^*$
*alle Angaben in Ma. %	

Diese rechnerisch und zum Teil empirisch entwickelten Modelle weichen in der Praxis sehr stark voneinander ab und besitzen meist nur enge Gültigkeitsbereiche, womit sie lediglich dazu geeignet sind, Tendenzen aufzuzeigen [9].

Wie bereits in Kapitel 2.1.1 beschrieben, erfolgt die Martensitbildung über verschiedene Phasen. Der Übergang von einer Phase zur anderen ist als Sprung des ansonsten näherungsweise linearen Ausdehnungsverhaltens des Materials wahrnehmbar. Durch die Veränderung der Packungsdichte der Atome vom kubisch flächenzentrierten Austenit zum kubisch raumzentrierten Martensit kommt es bei der  $\gamma \rightarrow \alpha$  Umwandlung zu einer Volumenvergrößerung und bei der Rückumwandlung  $\alpha \rightarrow \gamma$  zu einer Volumenverkleinerung. Bei diesen Phasen- bzw. Gitterumwandlungen tritt neben einer Verfestigung durch die Martensitbildung eine so genannte Umwandlungsplastizität auf, d.h. der Werkstoff verliert im Umwandlungsbereich die Fähigkeit zur Aufrechterhaltung der äußeren Spannung. Damit sinkt die Fließgrenze des Materials ab und der Werkstoff ist besonders gut verformbar [14, 15], was in der Praxis als TRIP-Effekt bezeichnet wird. Ausgewählte metastabile Stähle durchlaufen über die  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$  Umwandlung eine zweifache Phasenumwandlung und sind durch die doppelt auftretende Umwandlungsplastizität besonders gut umformbar, wohingegen bei anderen Stählen der TRIP-Effekt bei einer einfachen  $\gamma \rightarrow \alpha$  Phasenumwandlung nur einmal nutzbar ist. Zusätzlich werden die bei der Umformung gebildeten  $\epsilon$ -Martensitkeime bei weiterer Belastung in jedem Fall zu  $\alpha'$ -Martensit umgewandelt. Dies führt zu einer weiteren Verfestigung des Materials, was besonders für das Crashverhalten eines solchen Werkstoffes interessant ist. Der Unterschied zwischen  $\alpha$ -Martensit und  $\alpha'$ -Martensit ist durch die Art der Gitterumwandlung definiert. Der Martensit, welcher über die  $\epsilon$ -Phase gebildet wurde, wird als  $\alpha'$ -Martensit und die direkte  $\gamma \rightarrow \alpha$  Umwandlung als  $\alpha$ -Martensit bezeichnet. In den Gefügebildern, vgl. Abb. 2.5, ist der  $\epsilon$ -Martensit (mitte) durch die im Winkel angeordnete Struktur vom nadelförmigen  $\alpha$ -Martensit (links) ohne Winkelanordnung zu unterscheiden. Der  $\alpha'$ -Martensit (rechts), welcher sich über die  $\epsilon$ -Phase gebildet hat, entsteht zwischen der Struktur des  $\epsilon$ -Martensits.

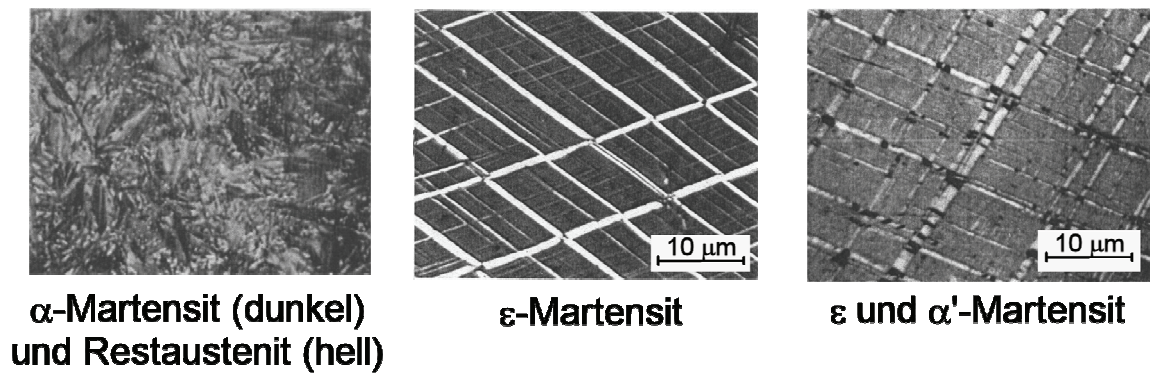


Abb. 2.5: Schliffbilder der unterschiedlichen Martensitarten [16, 17]

Abb. 2.6 zeigt den Martensitanteil in Abhängigkeit von der Temperatur bei einer auf den Werkstoff 1.4301 einwirkenden Spannung. Das Diagramm entstand durch eine einachsige Zugbeanspruchung in einem Zugversuch. Die Dehnung stellt sich dabei je nach Belastungshöhe ein und entspricht der maximalen Gleichmaßdehnung.

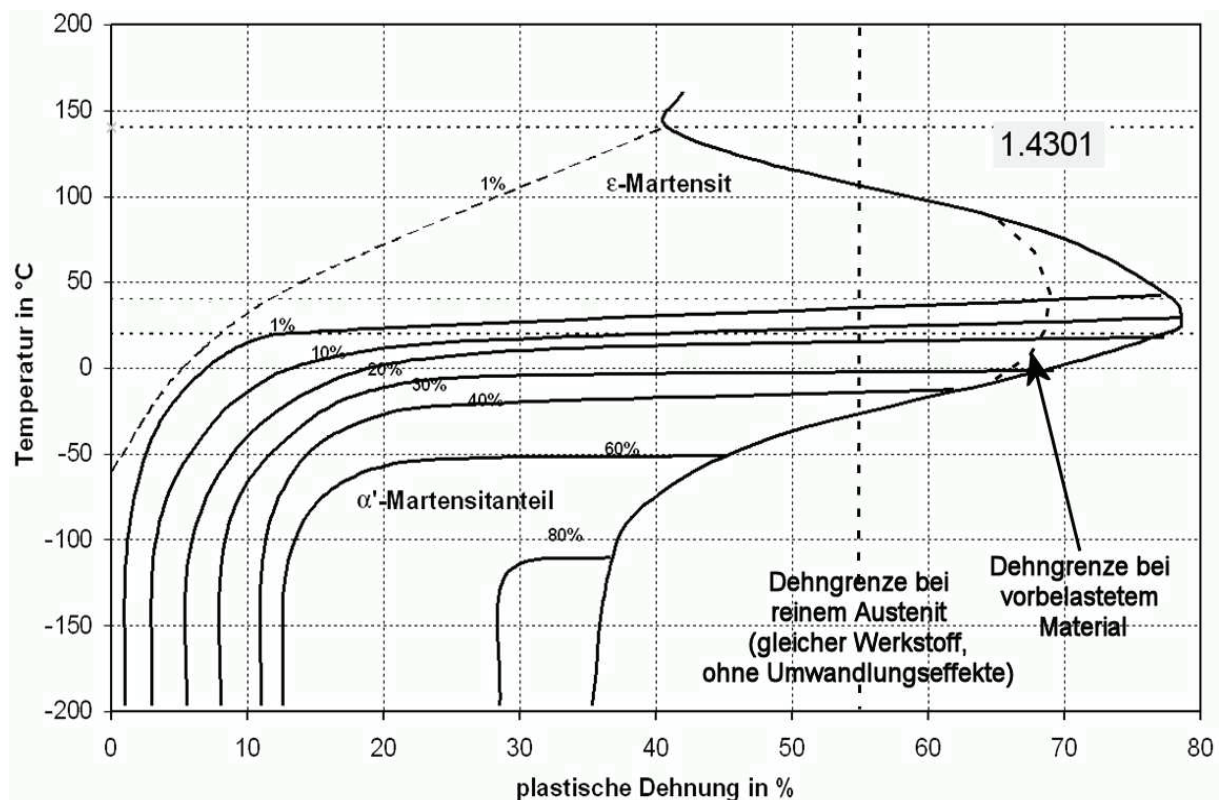


Abb. 2.6: Dehnungs- Temperatur Umwandlungsdiagramm für 1.4301 (X5CrNi 1810) [in Anlehnung an 18]

Aus dem in Abb. 2.6 dargestellten Diagramm ist ersichtlich, dass das gute plastische Dehnungsverhalten vom 1.4301 auf die günstige Lage des TRIP-Effektes zurückzuführen ist. Bei diesem Stahl liegt der Punkt der maximal möglichen Dehnung, entsprechend der chemischen Zusammensetzung dieses Werkstoffes, in etwa bei der Raumtemperatur, weshalb dieser Werkstoff eine gute Kaltumformbarkeit besitzt. Die Temperatur für eine größtmögliche Nutzung des TRIP-Effektes wird entscheidend durch die Legierungszusammensetzung beeinflusst [19, 20]. Neben Legierungszusammensetzung und Temperatur spielt auch die Vorbelastung des Materials eine Rolle. Wurde im Material durch Umformung bzw. Belastung bereits Martensit gebildet, siehe Abb. 2.6 rechte gestrichelte Linie, sinkt dadurch das Restpotential an Umwandlungsvermögen und damit auch die durch den TRIP-Effekt erreichbare Verformungsfähigkeit (Dehnung). Mit einer Wärmebehandlung des Werkstoffes und damit Rückbildung des Martensits zum Austenit kann dem entgegengewirkt werden. Die Maßhaltigkeit der Bauteile sowie die Wirtschaftlichkeit einer solchen Behandlung muss geprüft werden. Im unteren Temperaturbereich kommt es auch bei geringen Belastungen und Dehnungen zu einer hohen Martensitbildung, siehe Abb. 2.6, welche die Ursache für die Sprödigkeit des Materials ist. Bei hohen Temperaturen tritt keine Martensitbildung mehr auf. Daher wird dort die maximale Dehnung des reinen Austenits genutzt, welche bei etwa 55% liegt, siehe Abb. 2.6. In der Industrie wird dieser Temperaturbereich häufig eingesetzt, um Materialversagen zu vermeiden. Grund dafür ist die Martensitbildung bei Raumtemperatur, die infolge der nicht temperaturgesteuerten Umformung und damit hohen örtlichen Erwärmung des Bauteils unkontrolliert abläuft. Festigkeitssteigerungen im Umformbereich sowie fehlendes Plastifizierungsvermögen sind die Folge und erhöhen die Rissgefahr. Deshalb wird oft die Warmumformung oberhalb der  $M_d$ -Temperatur genutzt, um jegliche Martensitbildung zu unterbinden. Aufgrund der höheren Zähigkeit des Austenits sind die Prozesse in diesem Bereich besser kontrollierbar. Allerdings gehen dadurch die Vorteile einer Festigkeitssteigerung und die Nutzung der Umwandlungsplastizität verloren.

Das gute Kaltumformbarkeitsvermögen der metastabilen austenitischen Stähle insbesondere des 1.4301 wird bisher nur zufällig genutzt. Forschungsarbeiten zeigen ein erhebliches Potential in diesem Bereich auf. Diese Arbeit verwendet die Ergebnisse als Ausgangsbasis mit dem Ziel, die spannungs- bzw. verformungsinduzierte Martensitbildung, sowie die daraus resultierende Umwandlungsplastizität durch Druck und Temperatur des Wirkmediums zu steuern. Aus dem bei der  $\gamma \rightarrow \alpha'$  Umwandlung wirkenden Druck, über dessen Höhe die Umwandlungs-

plastizität beeinflusst werden kann, resultiert eine Spannung. Die Art der Spannung (Zug- oder Druck-) spielt dabei keine Rolle [21, 15]. In Abb. 2.7 ist das Umwandlungsschaubild von reinem Eisen dargestellt. Es ist zu erkennen, dass die Phasenumwandlung durch Druck und Temperatur beeinflussbar ist. Bei den metastabilen austenitischen Stählen liegt der Druckbereich allerdings nicht wie hier im GPa-Bereich, sondern deutlich darunter.

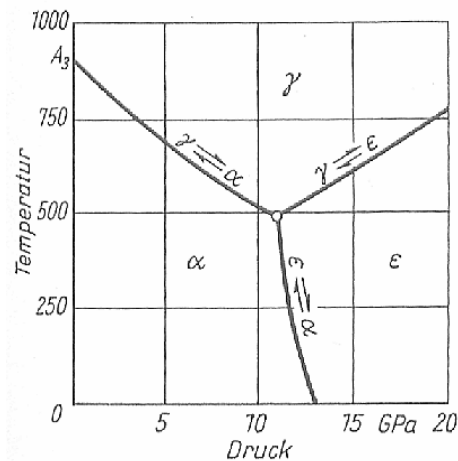


Abb. 2.7: Umwandlungsschaubild von reinem Eisen bei höheren Drücken [22]

In denen hier aufgeführten Arbeiten zeigte sich in der Praxis häufig eine Schwierigkeit bei der Durchführung von temperaturgesteuerten Versuchen. Die durch Umformung entstehende hohe lokal freiwerdende Wärme ließ sich bei den temperierten Zugversuchen nur unzureichend ableiten. Deshalb sind die Aussagen über den Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Martensitbildung nur bedingt gültig, da es mit der Erhöhung der Dehnungsgeschwindigkeit zu einer Überlagerung des Temperatur- und Dehnungsgeschwindigkeitseinflusses kommt. Gerade bei hohen Umformgeschwindigkeiten kann diese Überschneidung nicht klar getrennt und damit der Vorgang nur annähernd als isotherm betrachtet werden [23]. Da die Temperaturkonstanz bei der Nutzung der Umwandlungsplastizität eine entscheidende Rolle spielt, bietet die wirkmedienbasierte Umformung von kleinen Bauteilen einen günstigen Ansatzpunkt für weitere Untersuchungen. Dank der niedrigen Bauteilwandstärke der Versuchsproben und der kleinen Masse des umzuformenden Werkstoffes kann die im vorliegendem Fall wirkende Belastung genau gesteuert bzw. der Werkstoff sehr gut temperiert werden. Somit ist dieses Verfahren bei kleinen Bauteilen optimal für die Nutzung der Umwandlungsplastizität geeignet.



Aufgrund der Vielzahl der Möglichkeiten zur Beeinflussung der Martensitbildung ist es schwierig, ein Materialgesetz für eine FEM – gestützte Simulation des Umformprozesses mit metastabilen austenitischen Stählen zu entwickeln. Im Rahmen der Arbeit werden die Untersuchungen ausschließlich experimentell durchgeführt. Ansätze für die Entwicklung von Materialgesetzen für austenitische Stähle werden in [4] und [9] behandelt.

### 2.1.3 Größeneffekte in der Mikroumformung

Neben den Phasenumwandlungen im Gefüge können im Rahmen der hier durchgeführten Untersuchungen Effekte auftreten, die durch die geringe Anzahl an der Umformung beteiligter Körner hervorgerufen werden. Die mittlere Korngröße des Werkstoffes 1.4301, welches Gegenstand der Untersuchungen ist, liegt etwa bei  $60\text{--}80\mu\text{m}$  und stellt somit ein grobes Korn dar. Die Bauteilabmessungen ( $0,2\text{mm}$  Wandstärke) der zu untersuchenden Werkstückproben führen u. U. zu einem veränderten Werkstoffverhalten und somit zu streuenden Versuchsergebnissen gegenüber dem Makrobereich. Diese Größeneffekte werden im Folgenden diskutiert. Die Effekte treten dann auf, wenn örtlich nur wenige Körner an der Umformung beteiligt sind. Das dadurch veränderte Werkstoffverhalten ist durch eine Abnahme der ursprünglich zu erwartenden Fließspannung, bzw. der Bruchdehnung bei Zugversuchen und einer Verringerung der Biegekräfte bei Biegeversuchen [24] gekennzeichnet. Zu erklären sind diese Effekte zum einen durch den Randschichteneinfluss, siehe Abb. 2.8. Demnach lassen sich Körner am Rand aufgrund fehlender Wechselwirkungen einfacher verformen als in der Mitte liegende. Dieser Randschichteneinfluss tritt auf, wenn die Materialstärke dem 2 bis 7fachen der Korngröße des Werkstoffes entspricht.

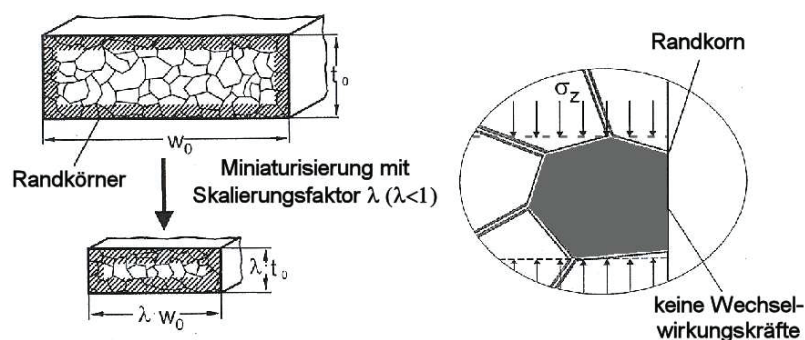


Abb. 2.8: Randschichteneinfluss bei zunehmender Miniaturisierung [in Anlehnung an 25]

Die verringerten Biegekräfte sind auf den Randkorneinfluss zurückzuführen, da bei Belastung keine Wechselwirkungen mit benachbarten Körnern auftreten, sondern lediglich eine Verschiebung entlang der Korngrenzen stattfindet [25]. Zusätzlich kann durch die wenigen an der Umformung beteiligten Körner der Einfluss von Anisotropieeffekten im Werkstoff bzw. an der Oberfläche zunehmen, was eine Streuung der Versuchsergebnisse zur Folge haben kann.

Ein weiterer Punkt bei der Miniaturisierung ist der tribologische Einfluss, insbesondere die dadurch steigenden Anforderungen an die Oberflächenstruktur des Werkstückes. Aufgrund der geringeren Anzahl und Größe von Schmiertaschen in der Oberflächenstruktur des Werkstoffes im Vergleich zum Makrobereich steigt die Reibung beim Umformprozess und kann somit zu einem unregelmäßigen Materialfluss führen. Um die Größeneffekte und deren Einfluss auf den Umformprozess zu minimieren, sollte die Korngröße bei der Herstellung oder durch Nachbehandlung des Ausgangsmaterials möglichst klein und homogen eingestellt werden. Eine Verkleinerung der Bauteile hat positive Auswirkungen auf die Materialkosten. Die Werkstoffkosten rücken in den Hintergrund, weshalb hochwertige feinkörnige Materialien eingesetzt werden können [26]. Aufgrund des engen Toleranzbereiches steigen hingegen bei kleinen Bauteilen die Anforderungen an das Umformwerkzeug.

Die hier genannten Größeneffekte sind ein weiterer, schwer zu erfassender Einfluss bei der FEM Simulation des Umformprozesses.

#### 2.1.4 Randbedingungen für die Nutzung der Umwandlungsplastizität

Da selbst innerhalb einer Werkstoffbezeichnung nach DIN EN 10088-3 die Menge der einzelnen Legierungselemente stark schwankt, hat die exakte Zusammensetzung für die im Rahmen der Arbeit durchzuführenden Untersuchungen einen nicht unbedeutenden Einfluss. Deshalb muss chargenabhängig ermittelt werden, ob es sich um eine günstige chemische Zusammensetzung des Werkstoffes für eine gesteuerte Phasenumwandlung in einem technisch realisierbaren Temperaturfeld handelt [1]. Da die martensitische Gitterumwandlung erheblich von der Temperatur abhängig ist, sollte diese über die Versuchsreihen variierbar bzw. über den einzelnen Umformprozess möglichst konstant sein. Zudem sollte die entstehende Wärme beim Umformprozess möglichst schnell abgeleitet werden und somit die Gitterumwandlungen nahezu isotherm ablaufen. Umso weniger Material umgeformt wird, desto weniger Prozesswärme muss abgeführt werden und umso besser lässt sich eine Temperaturkonstanz einhalten. Aus diesem Grund wurden kleine Bauteile, Röhrchen mit 70mm Länge, 6mm Außendurch-

messer und 0,2mm Wandstärke, für die Untersuchungen der Umformeffekte ausgewählt, siehe Abb. 2.9. Über die Temperatur und den Druck wird die Martensitbildung gesteuert und somit die Festigkeit bzw. das Umformvermögen des Werkstoffes beeinflusst. Durch den Einsatz der wirkmedienbasierten Umformung wird das umzuformende Röhrchen kontinuierlich mit dem Wirkmedium durchströmt und lässt sich damit optimal temperieren. Die Wärmekapazität des Mediums spielt dabei eine entscheidende Rolle und sollte deshalb möglichst hoch sein.



Abb. 2.9: Wirkmedienbasiertes Umformen eines Röhrchens für die Werkstoffuntersuchungen

Parallel werden Belastung und Umformgeschwindigkeit des Bauteils über den Druck des durchströmenden Mediums gesteuert. Da bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten große lokale Erwärmungen auftreten und diese zunehmend den Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Martensitbildung überlagern, siehe Kapitel 2.1.2, wird die Dehnungsgeschwindigkeit bei den Versuchen möglichst gering gehalten.

Um die Reibung während des Umformprozesses zu minimieren, ist der Einsatz eines Schmiermittels in der Umformzone bzw. Materialflusszone unabdingbar. Zusätzlich zur

Schmierung ist für die Materialzufuhr in die Umformzone ein Materialvorschub nötig, dessen Vorschubkraft zur Überwindung der Reibung zwischen Werkstoff und Werkzeug dient.

Eine Regelung der wichtigsten Prozessparameter, wie Druck, Temperatur, Vorschubkraft und Vorschubweg, sowie eine Aufzeichnung der Umformparameter ist zwingend notwendig. Anhand dieser Anforderungen wird die Versuchseinrichtung aufgebaut, welche in Abschnitt 4 beschrieben ist.

## 2.2 Messmethoden

Um Werkstoffeigenschaften zu quantifizieren werden üblicherweise verschiedene Methoden zur Werkstoffprüfung herangezogen. Bei der Durchführung dieser Werkstoffprüfmethoden werden charakteristische Belastungszustände nachgeahmt, um die für den Umformprozess bzw. für die Simulation relevanten Kennwerte zu erhalten, die reproduzierbare und vergleichbare Ergebnisse liefern. Im folgenden Kapitel werden für die Umformung relevante Kenngrößen aufgeführt und anschließend die für deren Ermittlung durchgeführten Versuche erläutert.

### 2.2.1 Definition der wichtigsten Kenngrößen in der Umformtechnik

Werkstoffkennwerte für Berechnungen in der Festigkeitslehre werden üblicherweise aus dem Spannungs- Dehnungsdiagramm entnommen, welches durch den Zugversuch, siehe Kapitel 2.2.2, ermittelt wird. Dabei wird die gemessene Kraft  $F$  auf die Fläche des Ausgangsquerschnitts  $S_0$  bezogen. Aufgrund der sich in der Umformtechnik ständig ändernden Querschnittsfläche ist es sinnvoll, die Kraft auf die tatsächliche Fläche  $S$  zu beziehen. Die sich bei Beginn des plastischen Fließens einstellende Spannung wird als Fließspannung  $k_f$  bezeichnet [27, 30].

$$k_f = \frac{F}{S} \quad (2.1)$$

Plastische Verformungen sind irreversible Umformvorgänge [28]. Es gilt dabei im allgemeinen Volumenkonstanz, womit sich die tatsächliche Querschnittsfläche aus der Längenänderung berechnen lässt. Für die Umformtechnik ist das Formänderungsvermögen von besonderem Interesse. Zusätzlich spielen Umformgeometrie und Wechselwirkungen zwischen Werkstück und Werkzeug eine entscheidende Rolle. In der Festigkeitslehre wird das Formän-

derungsvermögen durch die Dehnung  $\varepsilon$  charakterisiert, welche über die Längenänderung definiert ist [27].

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \quad (2.2)$$

Bei großen plastischen Verformungen ist der Umformgrad  $\varphi$  für die Zustandsbeschreibung besser geeignet als die Dehnung  $\varepsilon$ . Er ist beim einachsigen Spannungszustand folgendermaßen definiert [27]:

$$\varphi = \int_{L_0}^{L_1} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L_1}{L_0} \quad (2.3)$$

Bei Umformvorgängen handelt es sich in der Regel um mehrachsige Spannungszustände. Über die Fließbedingungen von Tresca und v. Mises können einachsige Spannungszustände auf mehrachsige übertragen werden. Dabei resultiert die Fließspannung aus den Hauptspannungen  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ , auch *Gestaltänderungsenergiehypothese* genannt [29]:

$$k_f = \sqrt{1/2[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (2.4)$$

Im mehrachsigen Spannungszustand muss für die Beschreibung der Umformung stets der Vergleichsumformgrad  $\varphi_v$  herangezogen werden [29]:

$$\varphi_v = \sqrt{2/3(\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2)} \quad (2.5)$$

$$\text{beim Zugversuch gilt: } \varphi_v = \varphi \quad (2.6)$$

Aufgrund der Volumenkonstanz ist die Summe der einzelnen Formänderungskennwerte gleich null:

$$\varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0 \quad (2.7)$$

Für die im Rahmen der Arbeit durchgeführten Untersuchungen in Form einer axialsymmetrischen Umformung kann der Vergleichsumformgrad nach der *Scheibentheorie* berechnet werden [31].

$$\varphi_v = 2 \ln \frac{r}{r_0} \quad (2.8)$$

Beim Aufweiten von dünnen Rohren ist die Tangentialspannung von Bedeutung, diese kann über die Kesselformel abgeschätzt werden. Voraussetzung dafür ist, dass die Aufweitlänge größer ist, als das zweifache des Durchmessers des Rohres [32]. Die Kesselformel

$$\sigma_t = \frac{p_i \cdot a}{s} \quad (2.9)$$

berücksichtigt den Membranspannungszustand im kreiszylindrischen Rohr und lässt sich aus der Gleichgewichtsbetrachtung eines differentiellen Wanelementes herleiten, siehe Formel (2.10) und Abb. 2.10. Auf der linken Seite der Abbildung ist die Gleichgewichtsbetrachtung in radialer und auf der rechten Seite in tangentialer Richtung dargestellt.

$$p_i \cdot b \cdot a \cdot d\varphi = \sigma_t \cdot b \cdot s \cdot d\varphi \quad (2.10)$$

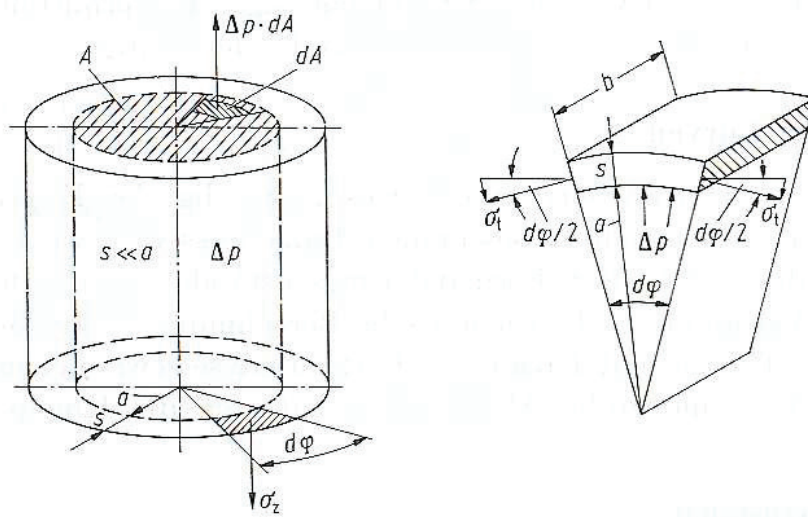


Abb. 2.10: Gleichgewichtsbetrachtungen an einem dünnen Rohr [33]

Zusätzlich treten bei diesem Belastungszustand auch Axialspannungen auf, welche zu den Tangentialspannungen in einem Verhältnis von 2:1 stehen, vgl. Formel (2.11) [33].

$$\sigma_z = \frac{p_i \cdot a}{2s} = \frac{\sigma_t}{2} \quad (2.11)$$

Die Radialspannung kann bei einem Innendurchmesser/Wanddicken - Verhältnis  $> 20$  vernachlässigt werden, da ein nahezu ebener Spannungszustand herrscht [33]. Bei den durchzuführenden Untersuchungen beträgt dieses Verhältnis 28, womit auch hier näherungsweise ein ebener Spannungszustand vorliegt. Den aus dem Innendruck resultierenden Spannungen

können zusätzlich axiale Zug- oder Druckspannungen überlagert werden. Durch gezielte Wahl dieser Axialbelastung lässt sich ein beliebiges Spannungsverhältnis einstellen, siehe Abb. 2.11. In dieser Abbildung ist die Fließortkurve bei Innen- und Außendruck mit überlagerter Zug- oder Druckbeanspruchung dargestellt.

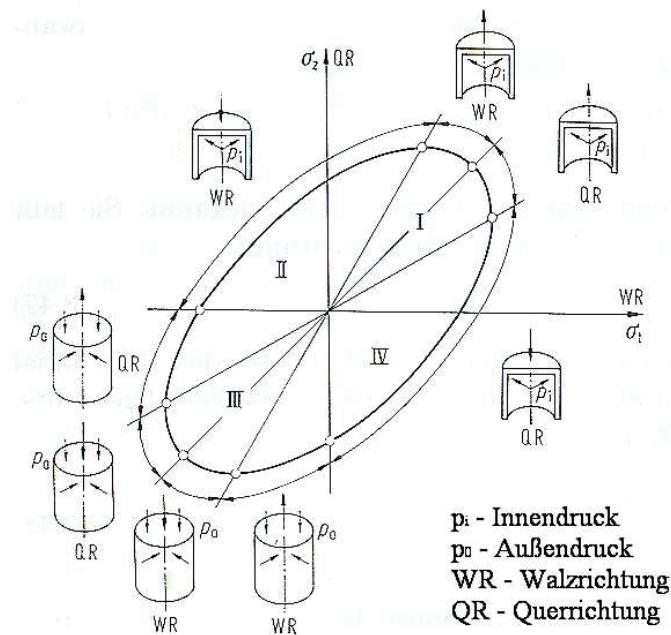


Abb. 2.11: Fließortkurve durch Überlagerung von Zug- und Druckspannungen bei Innen- bzw. Außendruck [33]

Im Rahmen der Untersuchungen ist der Quadrant II und IV von Interesse, da eine Aufweitung unter Einwirkung von Innendruck mit zusätzlichem Materialvorschub erfolgt.

### 2.2.2 Der Zugversuch

Zugversuche dienen zur Ermittlung von Fließkurven, welche quantitativ das Umformverhalten eines Materials beschreiben. Der Werkstoff wird dazu mit einer einachsigen, über den Querschnitt gleichmäßig verteilten Zugbeanspruchung belastet. Für die Versuche notwendige Kennwerte, welche in der DIN EN 10002 festgelegt sind, werden in diesem Abschnitt beschrieben. Die Form der Zugversuchspröben ist durch die DIN 50125 genormt.

Beim Zugversuch wird die Zugprobe gleichmäßig bis zum Bruch gedehnt und dabei die Kraft gemessen. Aus dem Kraftverlauf wird dann im Zusammenhang

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (2.12)$$

die Spannung und

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (2.13)$$

die Dehnung errechnet. Des Weiteren können folgende Kenngrößen aus dem Zugversuch ermittelt werden [34]:

- Zugfestigkeit  $R_m$
- 0,2% Dehngrenze  $R_{p0,2}$
- obere und untere Streckgrenze  $R_{eH}$  und  $R_{eL}$
- Elastizitätsmodul  $E$
- Bruchdehnung  $A$
- Streckgrenzenverhältnis  $\frac{R_{p0,2}}{R_m}$

Anhand der Abb. 2.12 werden diese Kenngrößen im folgenden Abschnitt genauer definiert.

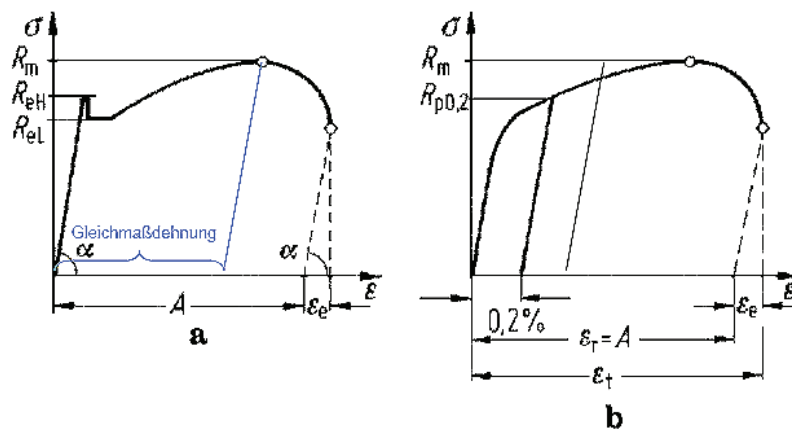


Abb. 2.12: Festigkeit und Verformungskennwerte im Zugversuch a) mit ausgeprägter Streckgrenze; b) mit Dehngrenze [35]

Der lineare Anstieg durch den Ursprung wird als Hook'sche Gerade bezeichnet. Die Zugkraft liegt im elastischen Bereich, d.h. das Material geht nach der Entlastung wieder in den Aus-



gangszustand zurück. Aus dem Anstieg der Geraden kann der E-Modul wie folgt bestimmt werden:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon_e} \quad (2.14).$$

Die Zugfestigkeit  $R_m$  des Werkstoffes ist die Spannung bei der höchsten Zugkraft  $F_{\max}$ .

$$R_m = \frac{F_{\max}}{S_0} \quad (2.15)$$

Bei einem Werkstoff mit ausgeprägter Streckgrenze gibt es einen Bereich, in dem die Kraft trotz steigender Dehnung nicht weiter zunimmt. Dieser Bereich wird durch die obere und untere Streckgrenze  $R_{eH}$  bzw.  $R_{eL}$  charakterisiert, vgl. Abb. 2.12 a.

Geht das Spannungs- Dehnungsdiagramm stetig vom elastischen in den plastischen Bereich über, wird anstelle der Streckgrenze eine Dehngrenze, üblicherweise auch als  $R_{p0,2}$  bezeichnet, bestimmt. Sie beschreibt die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene Last, die nach Wegnahme der Belastung eine bleibende Dehnung von 0,2% erzeugt.

Die Bruchdehnung  $A$  ist die bleibende Verlängerung der Zugprobenmesslänge  $L_U$  nach dem Bruch bezogen auf die Anfangsmesslänge:

$$A = \frac{L_U - L_0}{L_0} \cdot 100\% \quad (2.16)$$

Das Streckgrenzenverhältnis ist der Quotient aus der 0,2% Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und der Zugfestigkeit  $R_m$ . Dies sollte bei Anwendungen mit großer plastischer Verformung, z.B. dem Tiefziehen, niedrig und bei großer elastischer Deformation, z.B. bei Federn, besonders hoch sein.

Für die im Rahmen der Arbeit notwendigen Vorversuche zur Ermittlung der optimalen Umformtemperatur werden temperierte Zugversuche durchgeführt. Dabei wird der Versuchsaufbau so gestaltet, dass sich die Versuchsprobe während der Belastung in einem temperaturregeltem Medium mit hinreichender Wärmeableitung befindet. Damit bei der Umformung möglichst wenig Umformwärme entsteht, werden Proben mit geringen Wandstärken eingesetzt.

## **2.3 Das wirkmedienbasierte Umformverfahren**

Das wirkmedienbasierte Hochdruckumformen wird heute in der Industrie für die Herstellung verschiedener Bauteile eingesetzt, besonders im Automobilbereich hat sich dieses Verfahren etabliert. So werden beispielsweise Teile für Abgasanlagen, Tanks, Querträger und Nockenwellen unter Anwendung des Innenhochdruckumformverfahrens, kurz IHU, hergestellt. Neben der derzeit häufig angewendeten spanenden Bearbeitung von Kleinsteilbauteilen bietet dieses Verfahren gute Voraussetzungen zur Formgebung und kostenreduzierten Herstellung kleiner und kleinster Werkstücke. Mit Hilfe der Innenhochdruckumformung sind Bauteile mit stark verbesserten Eigenschaften (Leichtbau) in hoher Präzision herstellbar, die mit anderen Verfahren nicht oder nur mit höherem Aufwand zu fertigen wären. Ein Nachteil der Innenhochdruckumformung gegenüber anderen klassischen Umformverfahren sind höhere Prozesszeiten bzw. -kosten.

Das Prinzip des Innenhochdruckumformens besteht darin, ein Rohr bzw. Hohlprofil durch Belastung mit einem hydrostatischen Druck an das Formwerkzeug anzupassen. Wichtig für eine erfolgreiche Anwendung des Verfahrens ist neben der Auswahl geeigneter Bauteile und Werkstoffe vor allem das Wissen über günstige Prozessparameter. Der zeitliche Verlauf des Innendruckes und der Axialkraft sowie die Belastungscharakteristik haben dabei einen entscheidenden Einfluss auf die Umformung. Ein zu geringer Innendruck und gleichzeitig zu hohe Axialkräfte bzw. zu große Verschiebungen der Rohrenden können zum Auffalten oder Knicken des Werkstückes führen. Ein zu hoher Innendruck bei zu geringem Nachschieben der Rohrenden kann ein Versagen durch Reißen oder Bersten hervorrufen.

Durch Anwendung eines temperierten Wirkmediums beim Umformprozess bietet das Innenhochdruckumformverfahren die Möglichkeit, die Umformung thermisch kontrolliert ablaufen zu lassen. Über den Volumenstrom des Wirkmediums lässt sich die Art der Strömung laminar bzw. turbulent einstellen. Dadurch kann zusätzlich die Wärmeabfuhr aus der Umformzone erhöht werden. Wird das IHU mit dem Einsatz von kleinen Halbzeugen mit geringen Wandstärken bzw. wenig umzuformendem Werkstoffvolumen kombiniert, kann der Umformprozess zuverlässiger isotherm gestaltet werden als bei allen bisher durchgeführten temperierten Zugversuchen.

In folgenden Kapiteln werden bereits angewendete Verfahren zur wirkmedienbasierten Umformung beschrieben und die Verfahrensgrenzen erläutert

### 2.3.1 Verfahrenstechnik und Anwendungsbeispiele

Das wirkmedienbasierte Umformen wird bereits seit den 70er Jahren in der industriellen Fertigung genutzt. Aufgrund der komplexen Verfahrensabläufe, bei denen viele Prozessparameter zusammenwirken, wurde das IHU erst durch den Einsatz moderner Steuerungs- und Regeltechnik beherrschbar und wird seitdem hauptsächlich zur Herstellung von Sonderbauteilen in Kleinserien angewendet. Im Jahr 1995 wurde die erste vollautomatische IHU - Anlage für die Großserienfertigung in Betrieb genommen [37].

In Abb. 2.13 sind die Verfahrensvarianten des Innenhochdruckumformens nach DIN 8582 aufgeführt.

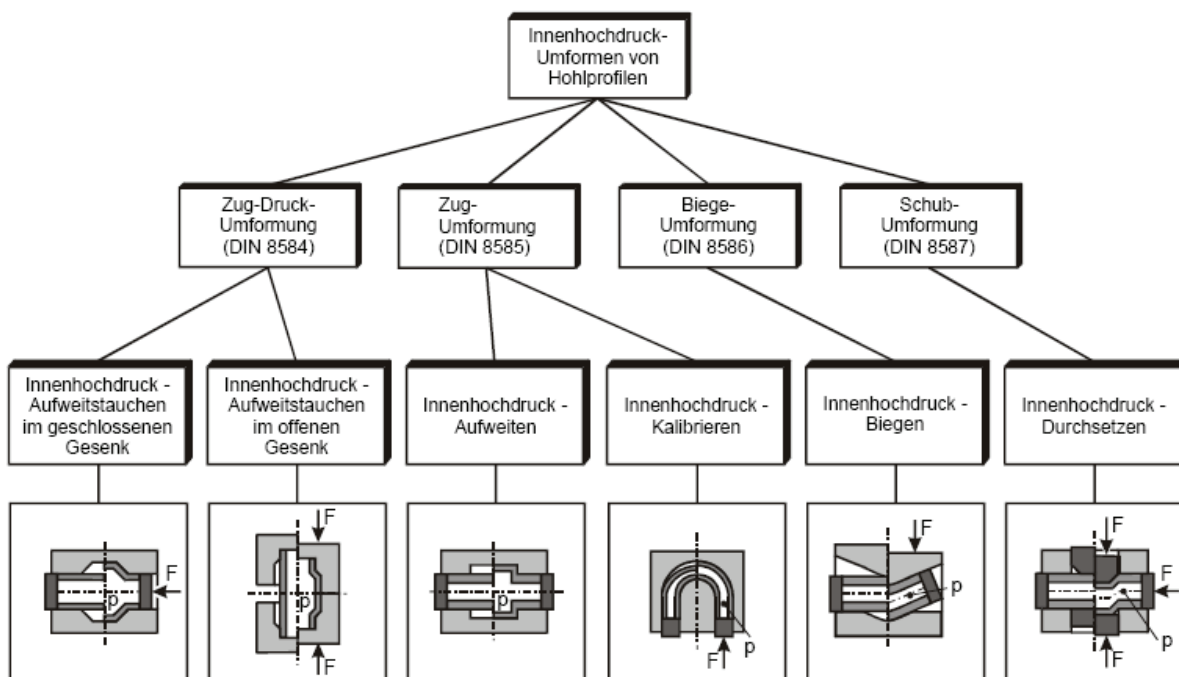


Abb. 2.13: Verfahrensvarianten beim IHU [36]

Die unterschiedlichen Verfahren sind nach den bei der Umformung wirkenden Spannungszuständen angeordnet.

Für die Untersuchungen wird das *Aufweitstauchen im geschlossenen Gesenk* genutzt. Auf die anderen Verfahren wird im Rahmen der Arbeit nicht weiter eingegangen. Durch das Aufweit-

stauchen werden Werkstücke hergestellt, die längs ihrer Achse Querschnittserweiterungen aufweisen. Die Aufweitung wird durch die gleichzeitige Wirkung einer in Rohrlängsachse wirkenden Axialkraft und dem hydrostatischen Innendruck hervorgerufen, siehe Abb. 2.14. Es herrscht dabei in der Aufweitzone je nach Werkstückgeometrie und Aufweitverhältnis Zug – Druckbeanspruchung oder auch reine Zugbeanspruchung [38].

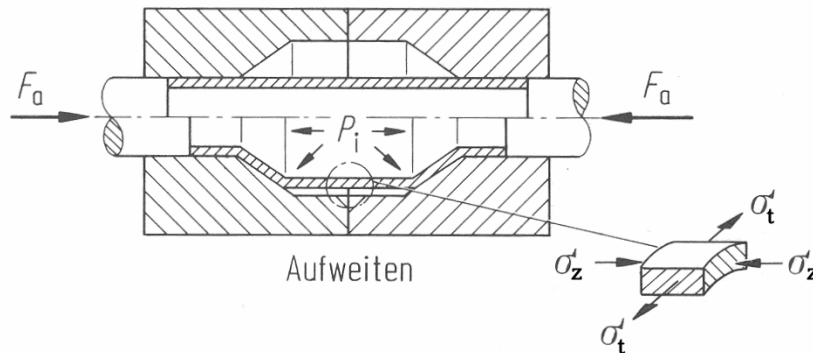


Abb. 2.14: Innenhochdruck – Aufweitstauchen im geschlossenen Gesenk [39]

Der Innendruck wird während des Prozesses so weit gesteigert, bis der Werkstoff zu fließen beginnt. Wird die Kesselformel (2.9) nach  $p_i$  umgestellt und für  $\sigma_t$  je nach Werkstoff die 0,2% Dehngrenze oder die Fließspannung  $k_f$  eingesetzt, ergibt sich der Fließdruck  $p_{\text{Fließ}}$  [40]:

$$p_{\text{Fließ}} = R_{p0,2} \cdot \frac{s}{a} \quad (2.17)$$

Am Ende eines Umformvorganges folgt unter erhöhtem Innendruck der Kalibriervorgang, indem die Endkontur bzw. Endradien ausgebildet werden. Zwischen dem minimal auszuförmenden Radius und dem dafür erforderlichen Innendruck besteht folgender Zusammenhang [41], vgl. Abb. 2.15:

$$p_i = R_m \cdot \frac{s}{R_{\min}} \quad (2.18)$$

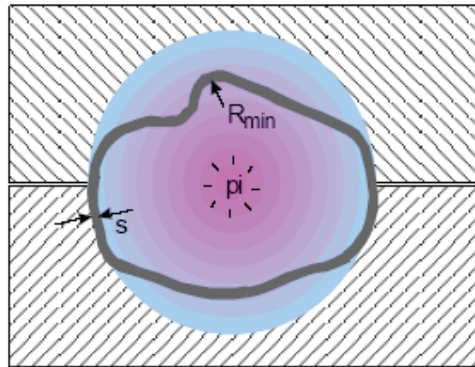


Abb. 2.15: Ausbildung vom minimal möglichen Radius [42]

Zu Beginn des Kalibriervorganges hat das Werkstück bereits eine weitgehende Werkzeugbindung erreicht. In diesem Stadium wird die Nachführung des Materials in Axialrichtung gestoppt und der Innendruck auf einen Wert gesteigert, der zu einer vollständigen Werkzeugbindung des Werkstückes führt. Beim Kalibrieren können mehrachsige Zugspannungszustände auftreten, durch welche die Rohrwanddicke verringert wird.

In Abb. 2.16 ist der typische Druckverlauf über der Zeit bei einer Innenhochdruckumformung dargestellt. Nachdem das Werkstück angefahren und abgedichtet wurde, erfolgt unter Materialnachschiebung die freie Aufweitung, bis sich der Werkstoff an die Werkzeugkontur anlegt. Anschließend wird das Werkstück werkzeuggebunden aufgeweitet und abschließend kalibriert und entlastet.

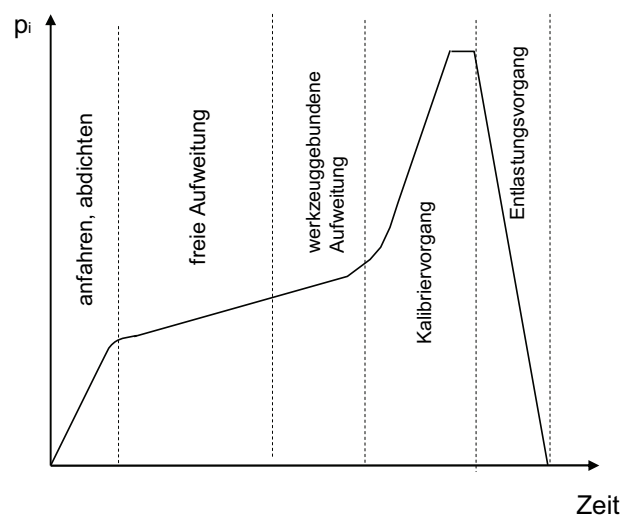


Abb. 2.16: Druck- Zeit-Verlauf bei einer Aufweitung

### 2.3.2 Einflüsse auf die Umformung

#### **Einfluss der Wanddicke**

Für diese Betrachtung ist es sinnvoll, Wanddicke und Außendurchmesser ins Verhältnis zu setzen. In der Arbeit von *Hielscher* [43] wurde nachgewiesen, dass ein abnehmendes Verhältnis des Außendurchmessers zur Wanddicke die Umformung negativ beeinflusst. Der Grund dafür liegt in den schneller anwachsenden Dehnungen auf der Innenseite des Rohres gegenüber denen der Außenseite. Das hat eine Inhomogenität bei der Umformung zur Folge, bei der das Werkstoffversagen verstärkt von der Dehnung an der Rohrinneinnenseite abhängig ist. Andererseits nimmt der Einfluss der Wanddickenverteilung über den Umfang bei geringer werdenden Wandstärken zu. Diese Wanddickenschwankung ist herstellungsbedingt und kann den Umformgrad ebenfalls herabsetzen. Des Weiteren spielen Größeneffekte, wie z.B. Korngröße des Werkstoffes, vgl. Kapitel 2.1.3, bei der Umformung von Bauteilen mit 0,2mm Wanddicke verstärkt eine Rolle und können zusätzlich die Umformung negativ beeinflussen.

#### **Einfluss der Aufweitlänge**

Während des Aufweitstauchens im geschlossenen Gesenk kommt es anfangs zu einer bauchigen Ausformung des Rohres. Währenddessen wirken auf den Werkstoff primär tangentielle Zugspannungen. Die Größen der überlagernden axialen Zug- bzw. Biegespannungen sind direkt von der Länge der Aufweitzone abhängig [43]. Wird diese groß genug gewählt (in [32] wird das Zweifache des Außendurchmessers genannt), so beeinflusst die überlagerte Biegespannung das Versuchsergebnis nur noch unwesentlich. In Abb. 2.17 ist der Spannungsverlauf für tangentielle und axiale Spannungen über drei unterschiedliche Aufweitlängen dargestellt, welche aus analytischen Betrachtungen von *Engels* resultieren [32].

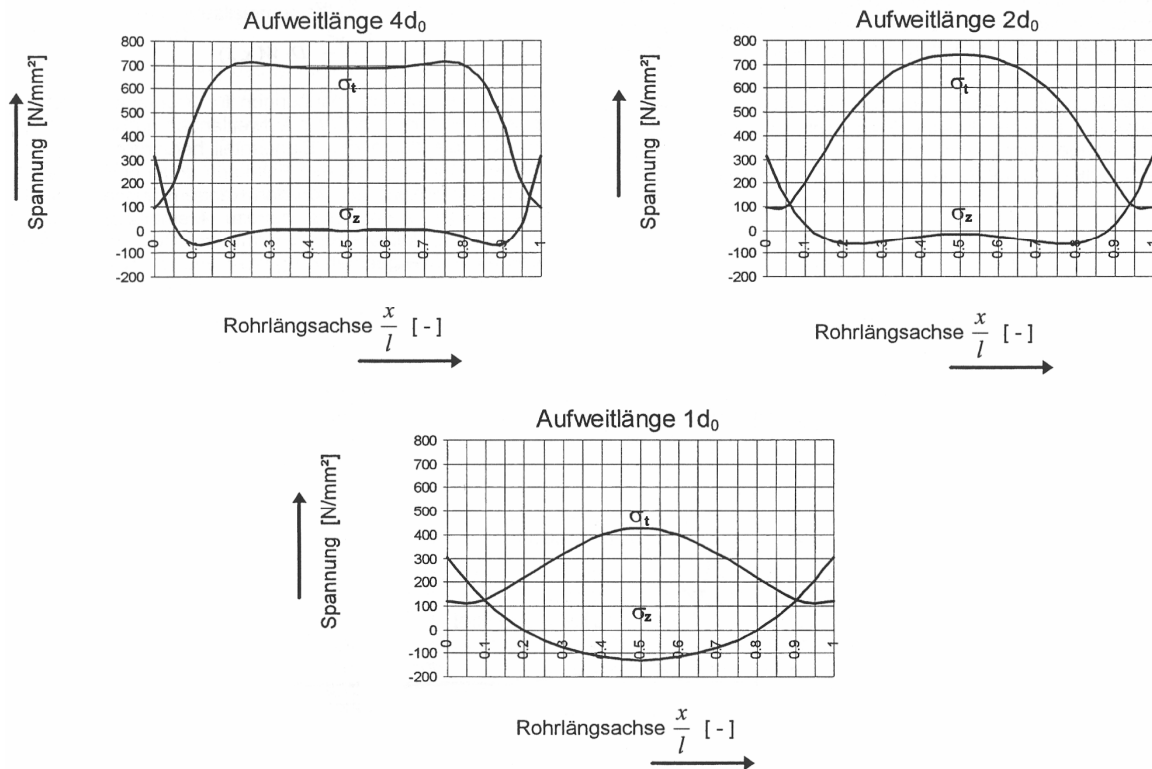


Abb. 2.17: Einfluss der Aufweitlänge auf die Spannungsverteilung [32]

Bei einer Aufweitlänge größer  $2d_0$  ist ein starker Abfall der Randstörungen  $\sigma_z$ , die durch den Biegeanteil verursacht werden, zu erkennen. In der Mitte der Aufweitung herrscht nahezu der Membranspannungszustand, d.h. die Kesselformel kann zur Beschreibung des Spannungszustandes herangezogen werden. Ebenso ist deutlich zu erkennen, dass die absoluten Spannungen zu kleineren Aufweitlängen hin abnehmen und zugleich der Mohrsche Spannungskreis ins Druckgebiet verschoben ist, siehe Abb. 2.17 unten [32]. Dadurch sind bei Aufweitlängen unterhalb  $2d_0$  deutlich höhere Formänderungen bzw. größere radiale Aufweitungen möglich [43]. Zudem steigt der Berstdruck, welcher durch die Kesselformel abgeschätzt werden kann, bei kleinen Aufweitlängen signifikant an, da es sich um keine freie Aufweitung mehr handelt, siehe Abb. 2.18.

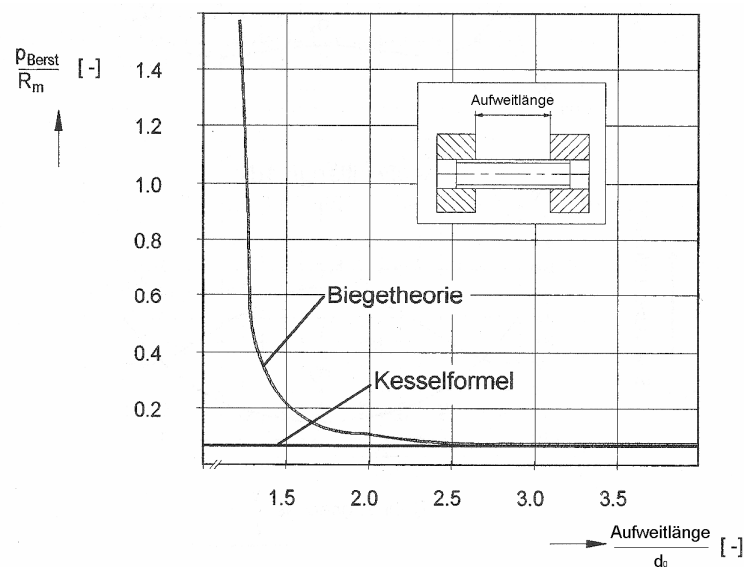


Abb. 2.18: Gültigkeitsbereich der Kesselformel [32]

### Einfluss der Werkzeuggeometrie und der Reibung

Einlaufsradien in der Umformzone und die Länge der Führungszone spielen ebenso eine wichtige Rolle bei der Auslegung des Umformwerkzeugs. Als Führungszone wird die Kontaktfläche zwischen Rohrwand und Werkzeug bezeichnet, die gerade beim Nachschieben der Rohrenden unter tribologischen Gesichtspunkten bedeutend ist [43]. Die Radien im Werkzeug sollten hinreichend groß gestaltet sein, da scharfe Kanten bzw. minimale Radien zum Einschnüren der Rohrwand und u.U. zum Bersten führen können. Der Reibeinfluss kann beim IHU durch Schmierung erheblich reduziert werden, was in der Vergangenheit bereits untersucht wurde [44]. Durch Verringerung der Reibung können demnach größere Aufweitungen und kleinere Umformradien erzielt werden. Bei hoch viskosen Schmiermitteln, wie z.B. Wachs, wurde eine geringere Abhängigkeit der Reibzahl von der Kontaktnormalspannung gegenüber niedrig viskosen, wie z.B. Schmieröl, nachgewiesen.

Bei anderen Forschungsarbeiten [45] werden hoch viskose Schmiermitteln genutzt, um die Aufweitlänge und den Aufweitgrad gegenüber der konventionellen Innenhochdruckumformung zu vergrößern. Dazu wird durch eine spezielle Werkzeugform das hoch viskose Fluid zwischen Werkzeugwand und Werkstückaußen- bzw. -innenseite entlang geführt. Aus den auftretenden Scherkräften zwischen Fluid und Werkstückwand resultiert eine Axialkraft, welche unterstützend zum Materialvorschub wirkt. Durch den zusätzlichen Materialtransport in die Umformzone können komplexere Bauteile mit größerer Aufweitlänge und höherem



Aufweitgrad im Vergleich zum konventionellen wirkmedienbasierten Umformen hergestellt werden.

Hoch viskose Schmiermittel sind einfach anwendbar und sollten aufgrund der genannten Vorteile bevorzugt zur Schmierung beim Innenhochdruckumformen eingesetzt werden.

### **Einfluss der Schweißnaht**

Die Schweißnaht stellt ebenfalls einen nicht zu vernachlässigenden Einflussfaktor bei der Umformung von längsnahtgeschweißten Rohren dar. Durch Gefügeveränderungen im Bereich der Schweißnaht kann es zu örtlich veränderten Festigkeiten kommen, welche das Umformverhalten des Werkstoffes beeinflussen. Durch die erhöhte Festigkeit der Schweißnaht findet im direkten Schweißnahtbereich nahezu keine Aufweitung statt, womit es zur unsymmetrischen Aufweitung in Umfangsrichtung kommt, was schließlich zum Versagen führen kann. Die Untersuchungen von *Hielscher* [43] belegen, dass beim Aufweiten von geschweißten Rohren die Versagensfälle stets am Rand der Schweißnaht eintreten, da diese Bereiche während der Umformung als erstes eine Einschnürung erfahren.

### **2.3.3 Verfahrensgrenzen**

Ein wichtiger Punkt beim Prozessablauf ist die Steuerung der einzelnen Prozessparameter. Werden die Verfahrensgrenzen überschritten, können unterschiedliche Versagensfälle auftreten, vgl. Abb. 2.19.

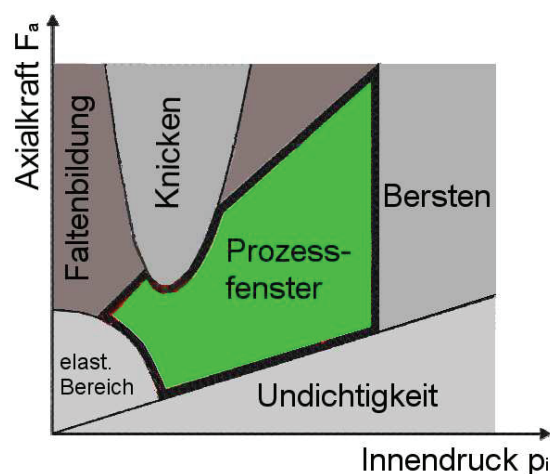


Abb. 2.19: Prozessfenster beim IHU [46]

Es können folgende Versagensarten unterschieden werden [47]:

- Rissbildung und Bersten
- Faltenbildung
- Knicken

Risse entstehen in hoch beanspruchten Zonen, in welchen das Material durch den Innendruck gestreckt wird bzw. durch scharfkantige Übergänge versagt. Dadurch kommt es zunächst zur Wandstärkenverringering bis hin zum Riss und damit zum Bersten des Bauteils. Die Rissbildungsneigung kann durch einen axialen Materialvorschub sowie dem Einsatz eines geeigneten Schmiermittels verringert werden.

Faltenbildung und Knicken resultieren aus einem zu hohen axialen Materialvorschub im Verhältnis zum Druckanstieg. Das Knicken rückt bei den in den Untersuchungen herangezogenen Werkstückdimensionen in den Hintergrund, da es vorrangig bei Rohren auftritt, die im Verhältnis zum Durchmesser sehr lang sind. Bei den hier durchgeführten Untersuchungen kommt es beim Überschreiten einer kritischen Axialkraft aufgrund der geringen Wandstärke des Materials größtenteils zur Faltenbildung. Unterschieden werden muss zwischen reversibler und irreversibler Faltenbildung, auf die im praktischen Teil dieser Arbeit näher eingegangen wird.

### **3 Problemstellung, Zielsetzung und Vorgehensweise**

Bisherige Untersuchungen beschränken sich vorwiegend auf die Optimierung des IHU Verfahrens oder auf Verbesserung der Materialeigenschaften durch äußere Einflüsse bzw. durch Veränderung der Umformparameter. Das wirkmedienbasierte Umformen wurde bislang nicht mit dem Ziel der Nutzung der Umwandlungsplastizität eingesetzt. Durch eine Kombination entsteht ein neuartiges Verfahren. Um es zu erproben, werden Bauteile mit geringen Abmessungen auf die Nutzbarkeit der Umformplastizität hin untersucht. Da aufgrund auftretender Größeneffekte eine einfache Verkleinerung konventioneller Umformverfahren nicht möglich ist, wird in der Arbeit ein neues Verfahren entwickelt, wofür ein Versuchsstand konstruiert und aufgebaut wird. Bei Vorversuchen sowie vorangegangenen Arbeiten [43] wurden erhebliche chargenabhängige Schwankungen in der Materialzusammensetzung zwischen Werkstoffen einer Kennzeichnung festgestellt, die einen wesentlichen Einfluss auf den Umformprozess haben. Für die Nutzung des TRIP-Effektes muss daher die Gefügezusammensetzung bzw. Vorbelastung des Halbzeugs durch den Herstellungsprozess vor der Umformung ermittelt werden.

Ziel der Arbeit ist es, das IHU-Verfahren in Verbindung mit einer Festigkeitssteigerung bei gleichzeitiger Nutzung der erhöhten Umwandlungsplastizität zu erforschen. Eine spätere Anwendung des wirkmedienbasierten Umformens auf industrielle Produkte wird damit vorbereitet. Es werden Bauteilkonzepte für die Anwendung des Umformverfahrens entwickelt und vorgestellt.

Für eine erfolgreiche Umsetzung der Forschungsarbeiten wird zunächst ein Prozessmodell bzw. eine Prozesskette zur Nutzung der Umwandlungsplastizität entwickelt. Durch Vorversuche werden die Werkstoffe hinsichtlich der erzielbaren Umformbarkeit und Festigkeitssteigerung qualifiziert. Temperierte Zugversuche liefern die für den Umformprozess optimale chargenabhängige Temperatur, welche anschließenden im IHU-Prozess verwendet wird. Für das Einhalten einer konstanten Temperatur wird das wirkmedienbasierte Umformverfahren so angepasst, dass sich das Wirkmedium auch als Temperiermedium verwenden lässt. Zur Vorbereitung werden bekannte IHU Verfahren analysiert und ein neues modifiziertes Verfahren entwickelt. Der Aufbau der Umformanlage ist modular, damit beim erfolgreichen Nachweis der Umwandlungsplastizität das Verfahren möglichst einfach für andere Werkstücke übertra-

gen bzw. es in bestehende Prozesse integriert werden kann. Das neue Verfahren wird erprobt und optimiert, d.h. es werden die bestehenden Prozessgrenzen ausgelotet. Bei den Versuchen liegt der Schwerpunkt im Vergleich der erreichbaren Umformgrade, mit und ohne Nutzung der Umwandlungsplastizität. Für die Untersuchungen stehen aufgrund der geringen Abmessungen der Versuchsproben vorwiegend längsnahtgeschweißte Rohre zur Verfügung. Nahtlos gezogene Rohre aus einem geeigneten Werkstoff sind nur als Sonderanfertigungen zu einem höheren Preis zu beschaffen. Im Rahmen der Arbeit wird der erreichbare Umformgrad von nahtlos gezogenen Rohren mit vergleichbar feinkörnigerem Gefüge ohne Nutzung der Umwandlungsplastizität, mit dem des geschweißten Rohres bei Ausnutzung der Umwandlungsplastizität verglichen.

## 4 Entwicklung einer Versuchseinrichtung zur wirkmedienbasierten Umformung von Kleinstbauteilen

### 4.1 Das Prozessmodell

Für eine erfolgreiche Gestaltung des Umformprozesses wurde zunächst ein Prozessmodell entwickelt, um daraus die zu erfassenden und zu steuernden Größen ableiten zu können. Abb. 4.1 beschreibt Abläufe im Inneren der Versuchseinrichtung, die zum Teil von anderen IHU-Prozessen übernommen bzw. erweitert wurden.

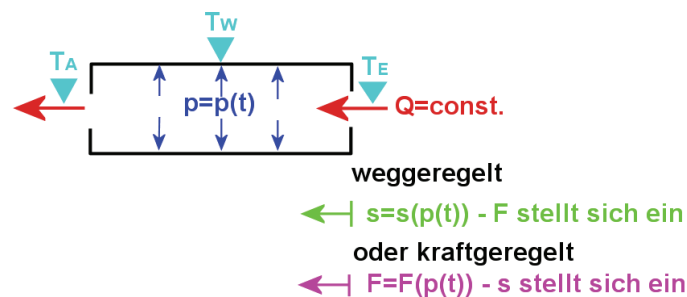


Abb. 4.1: Prozessmodell für IHU – Versuchseinrichtung

Die Führungsgröße des Modells ist der zeitgesteuerte Druck  $p$  im Inneren der Versuchsprobe. Abhängig vom Druckanstieg wird entweder der Weg  $s$  oder die Kraft  $F$  geführt und geregelt. Durch den Flüssigkeitsstrom  $Q$  in der Umformzone wird das Werkstück optimal temperiert bzw. die auftretende Umformwärme schnellstmöglich abgeführt. Die Temperatur des Wirkmediums  $T_E$  wird vorgesteuert und entsprechend der Temperatur des Werkstückes  $T_W$  und der Auslasstemperatur des Wirkmediums  $T_A$  nachgeführt. Die Werkstücktemperatur  $T_W$  kann zusätzlich durch den Volumenstrom  $Q$  beeinflusst werden. Die durchströmende Flüssigkeitsmenge bzw. der Versuchprobenquerschnitt geben auch vor, ob die Strömung turbulent oder laminar ist. Die turbulente Strömung ermöglicht eine bessere Wärmeableitung als eine laminare.

Beim konventionellen IHU-Prozess wird der Umformdruck über einen Druckübersetzer erzeugt, womit eine kontinuierliche Durchströmung des Werkstückes nicht möglich ist.

Aus dem Prozessmodell, siehe Abb. 4.1, ergeben sich folgende Messgrößen, welche erfasst, gesteuert bzw. geregelt werden müssen:

- Innendruck im Werkzeug als geregelte Führungsgröße,
- Eingangstemperatur des Wirkmediums vor dem Werkzeug (Steuergröße),
- Temperatur an der Umformstelle (indirekte Regelgröße),
- Ausgangstemperatur des Wirkmediums nach dem Werkzeug (Steuergröße),
- Weg des Materialvorschubes (Regelgröße) bzw.
- Kraft des Materialvorschubes (Regelgröße),
- Volumenstrom durch das Umformteil (Steuergröße).

## **4.2 Aufbau der Versuchseinrichtung**

Der Aufbau der Versuchseinrichtung orientiert sich an Funktionsprinzipien bereits bestehender Anlagen. Die Schwerpunkte für die Auslegung liegen demnach bei der:

- Erzeugung des Innendruckes und dessen Abdichtung am Versuchsbauteil,
- Entwicklung des Werkzeugs mit veränderbaren Bauteilgeometrien und
- axialen Materialnachführung in die Umformzone.

Aus diesen Schwerpunkten wird eine modular aufgebaute Anlage entwickelt, welche aus folgenden Komponenten besteht, vgl. Abb. 4.2 und Abb. 4.3:

- Rahmenkonstruktion,
- Schließmechanismus für das Werkzeug,
- Werkzeug und Werkzeugaufnahme,
- Axialkrafteinheit,
- Hochdruckaggregat,
- Temperiereinheit,
- Software zur Regelung bzw. Steuerung der einzelnen Größen.

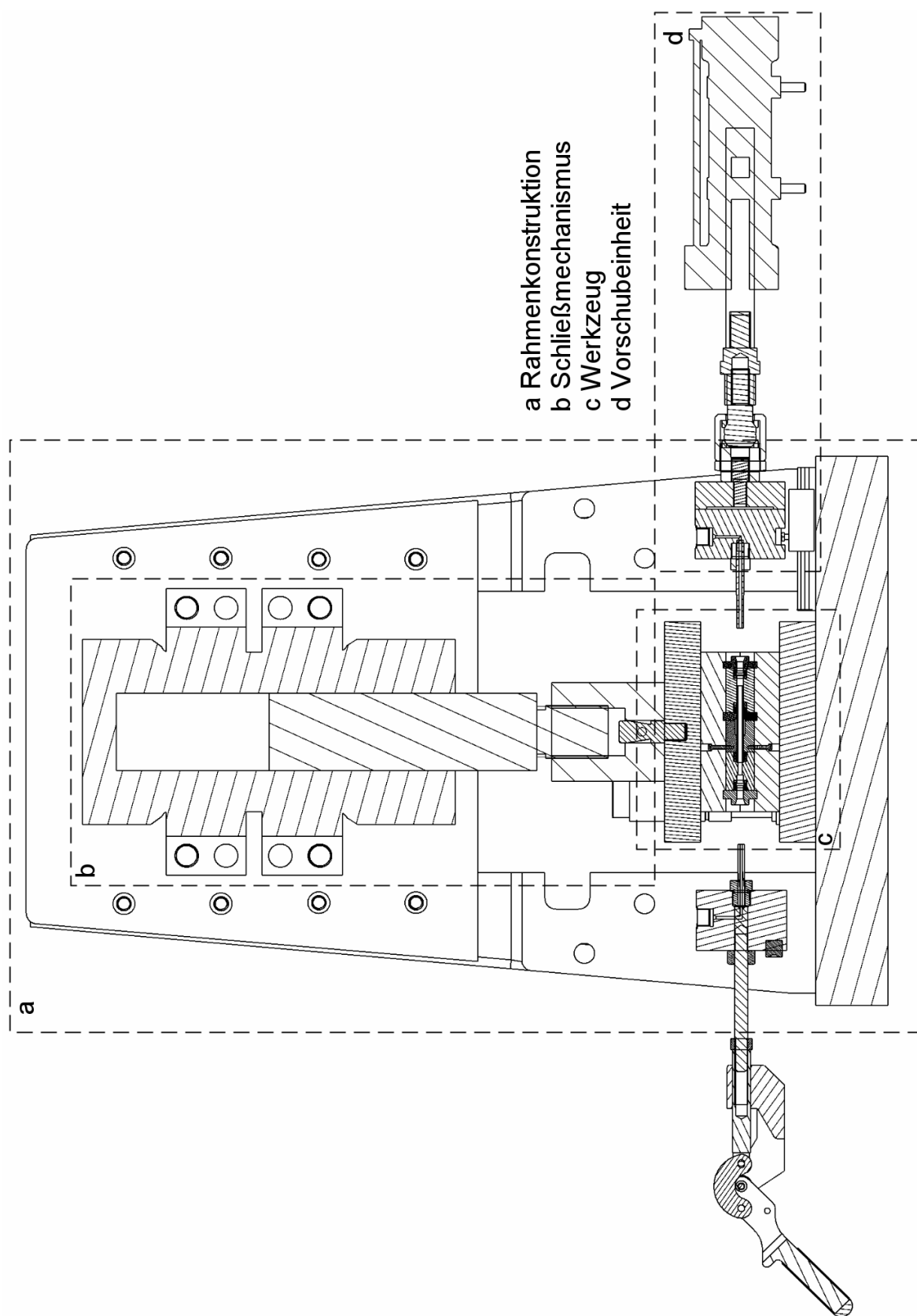


Abb. 4.2: Schnittzeichnung der Versuchseinrichtung

Die Rahmenkonstruktion (a) ist Träger der Einzelkomponenten und ist ähnlich wie bei den bekannten hydraulischen Pressen aufgebaut. Auftretende Kräfte, welche im Wesentlichen vom Innendruck und Materialvorschub abhängig sind, werden durch die Rahmenkonstruktion aufgenommen.

Der mit dem Rahmen verbundene Schließmechanismus (b) ist für das Öffnen und Schließen des Werkzeuges, sowie für die Erzeugung der Schließkraft während des Umformvorganges vorgesehen. Um sicher zu gehen, dass im Fall des Bauteilberstens das Werkzeug geschlossen bleibt, wird die Schließkraft über einen ausreichend großen Hydraulikzylinder erzeugt.

Das Werkzeug (c) ist in der Mitte horizontal geteilt. Die verschiedenen Aufweitgrade werden durch unterschiedliche Formeinsätze erreicht, welche als Module der Werkzeughälften ausgetauscht werden können. Somit können Werkstück- bzw. Werkzeugwechselzeiten gering gehalten werden. Die beiden Werkzeughälften sind am Werkzeugträger (Zweisäulengestell) befestigt, wodurch eine parallele Führung gewährleistet ist.

Für die Nachführung des Werkstoffes in die Umformzone ist die Axialkrafteinheit (d) vorgesehen. Aufgrund des neu entwickelten Dichtprinzips, siehe Kapitel 4.2.1, dient die Vorschubeinheit dieser Versuchseinrichtung, im Gegensatz zu konventionellen Anlagen, nicht zur Abdichtung des Innendruckes. Der Vorschub erfolgt mit einem Hydraulikzylinder weg- bzw. kraftgeregelt.



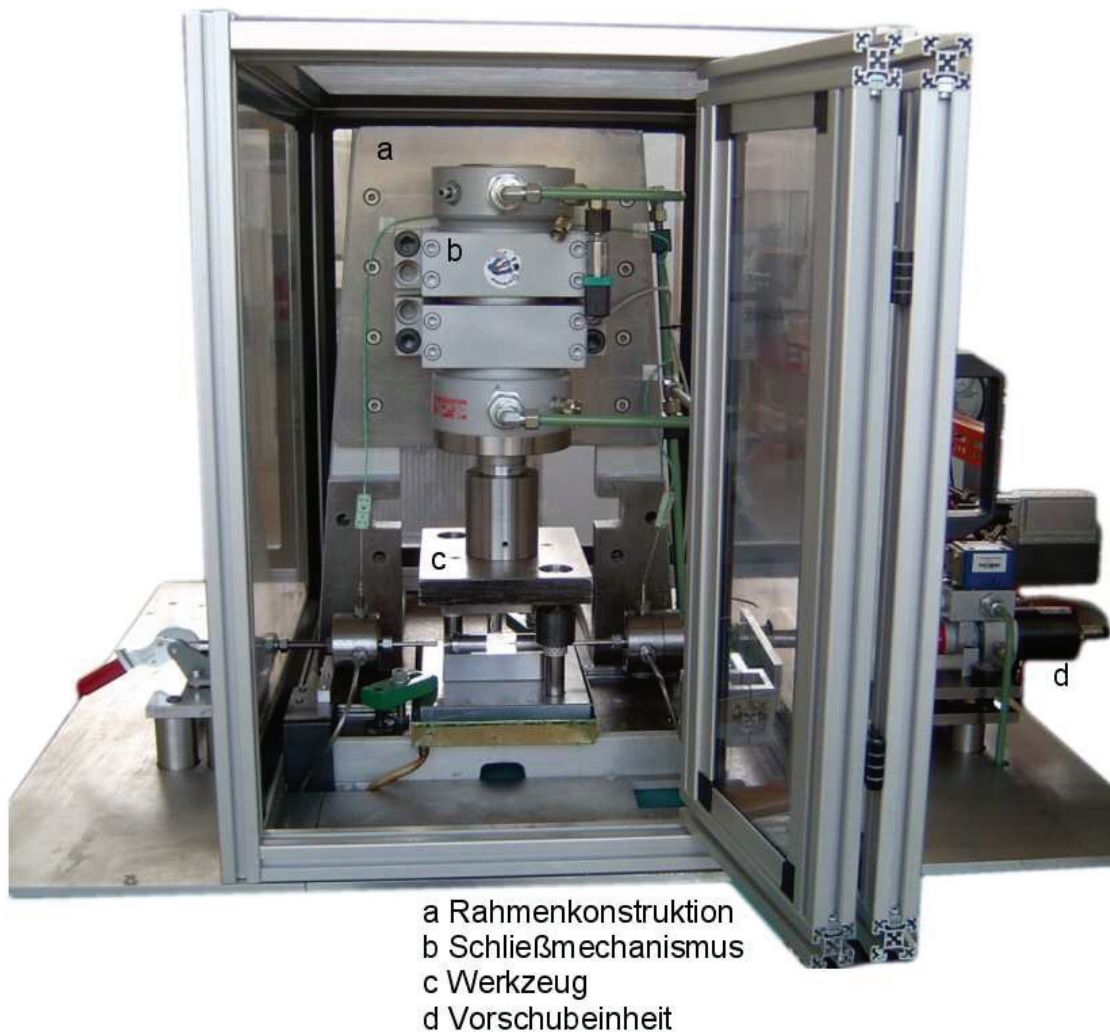


Abb. 4.3: Versuchseinrichtung

Der für die Umformung nötige Druck wird durch eine Hochdruckpumpe erzeugt, welche aus der Common-Rail-Einspritztechnik des Automobilbaus stammt. Um den Entwicklungsaufwand und die Kosten so gering wie möglich zu halten, werden auch die dazugehörigen Ventile und Leitungen genutzt.

Eine Temperierung des Werkstückes erfolgt ausschließlich über das Wirkmedium, da aufgrund des Nichtanliegens des Werkstückes an der Werkzeugkontur vor der Umformung eine Temperierung des Werkszeuges nicht wirkungsvoll ist. Über Menge und Temperatur des Wirkmediums kann die gewünschte Temperatur eingestellt werden.

Die Steuerung der Prozesse erfolgt über eine Bediensoftware. Für die Reproduzierbarkeit der Versuche ist eine Aufzeichnung der Prozessparameter bzw. der einzelnen Messgrößen not-

wendig. Die Regelung der Parameter Druck, Weg und Kraft, erfolgt über ein zweites unabhängiges Echtzeitsystem.

#### 4.2.1 Systembeschreibung und Funktionsweise der mechanischen und hydraulischen Komponenten

In diesem Abschnitt der Arbeit erfolgt eine detaillierte Beschreibung der einzelnen Komponenten der Versuchseinrichtung. Aus den festgelegten Randbedingungen für die Umformversuche wird der Funktionsplan der Versuchseinrichtung abgeleitet, siehe Abb. 4.4. In dieser Abb. wird die Verbindung zwischen elektronischen und hydraulischen Komponenten veranschaulicht.

In Abb. 4.5 ist der Hydraulikplan der Anlage dargestellt. Die Versuchseinrichtung besitzt zwei getrennte Hydraulikkreisläufe. Der erste (hellblau, Abb. 4.4) versorgt den Schließmechanismus und den Materialvorschub. Dieser schiebt bei der Aufweitung des Röhrchens Material weg- oder kraftgeregelt in die Umformzone nach. Der Weg kann dabei über der Zeit und die Kraft entweder über der Zeit oder abhängig vom Umformdruck geführt und geregelt werden. Bei der Kraftregelung kontrolliert zusätzlich eine Wegüberwachung den vorgegebenen Arbeitsbereich des Vorschubkolbens, damit dieser nicht überschritten wird. Zur Regelung wird ein Proportionalregelventil eingesetzt. Über den Volumenstrom werden Weg bzw. Vorschubgeschwindigkeit und über den Druck wird die Kraft geregelt. Ein Wegsensor im Hydraulikzylinder und ein Kraftsensor am Vorschub liefern die notwendigen Istwerte für die Regelung.

Der zweite Hydraulikkreislauf ist der Hochdruckkreislauf (rot, Abb. 4.4) mit einem vorgeschalteten Niederdruck-Versorgungskreis (blau, Abb. 4.4). Das für die Hochdruckerzeugung verwendete BOSCH Common-Rail-System besteht aus einer Pumpe und zwei Rails mit jeweils einem Drucksensor und einem Regelventil. Das vortemperierte Umformmedium wird im Niederdruck-Versorgungskreis durch eine Vorförderpumpe zur Common-Rail-Pumpe gefördert. Durch die Pumpenförderung und der Ansteuerung der Druckregelventile in den Rails lässt sich ein Druck von bis zu 1600bar einstellen, welcher im umzuformenden Bauteil herrscht. Er wird in Form von Druckverläufen vorgegeben. In Kapitel 4.2.2 wird diese Ansteuerung näher erläutert. Der Antrieb der Common-Rail-Pumpe erfolgt durch einen drehzahlvariablen Servomotor, mit dem der Kühlvolumenstrom beim Umformen einstellbar ist.

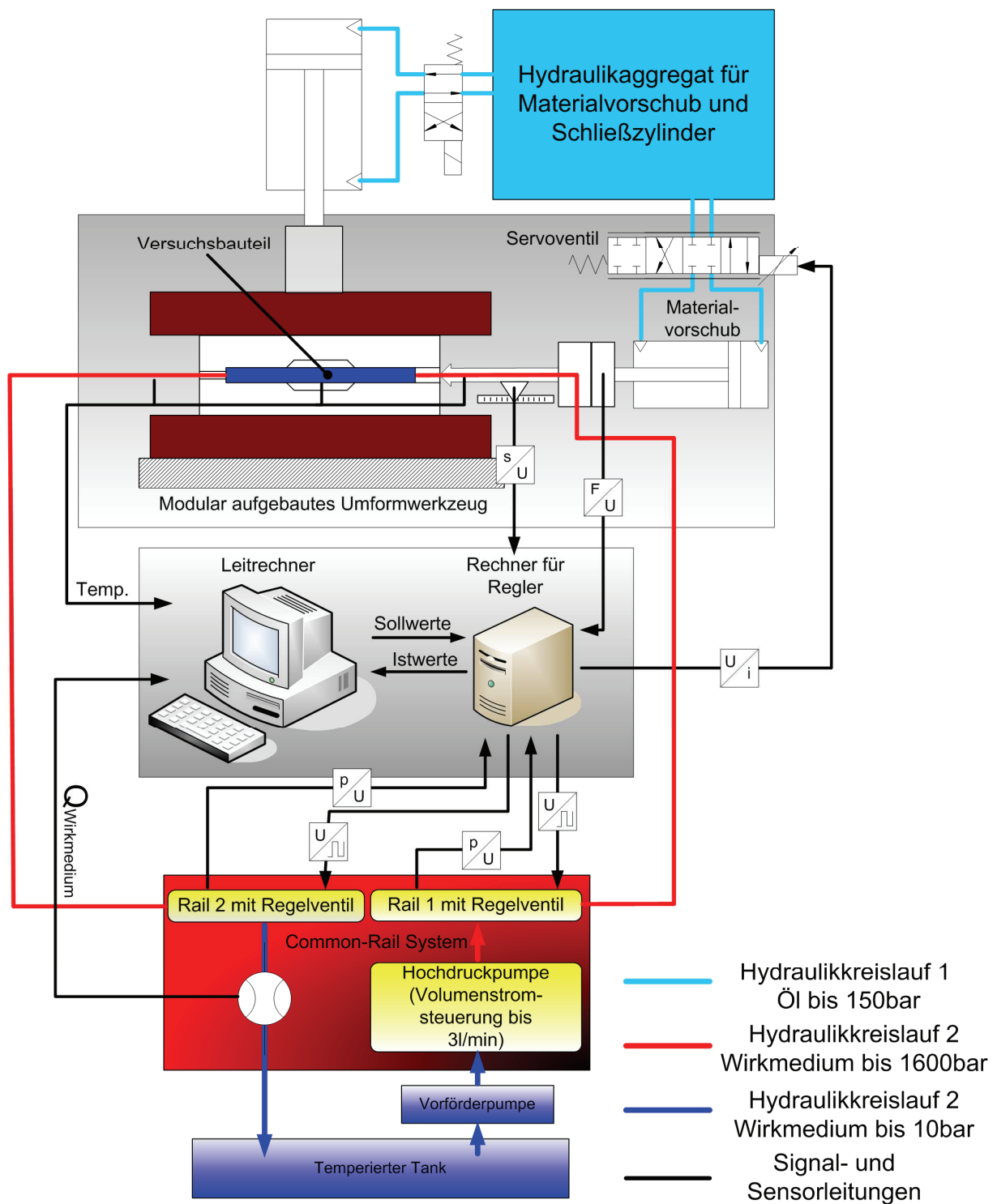


Abb. 4.4:Funktionsplan der Versuchseinrichtung

Als Umformmedium wird ein wasserverdünntes Schmiermittel mit der Bezeichnung *Renoform MBO 2755* eingesetzt, welches speziell für die Innenhochdruckumformung entwickelt wurde. Diese Flüssigkeit bietet zum einen genügend Schmierung für die hydraulischen Hoch-

druckkomponenten und zum anderen hat sie aufgrund des hohen Wasseranteils eine hohe spezifische Wärmekapazität, um die Umformtemperatur möglichst konstant halten und entstehende Wärme schnellstmöglich abführen zu können.

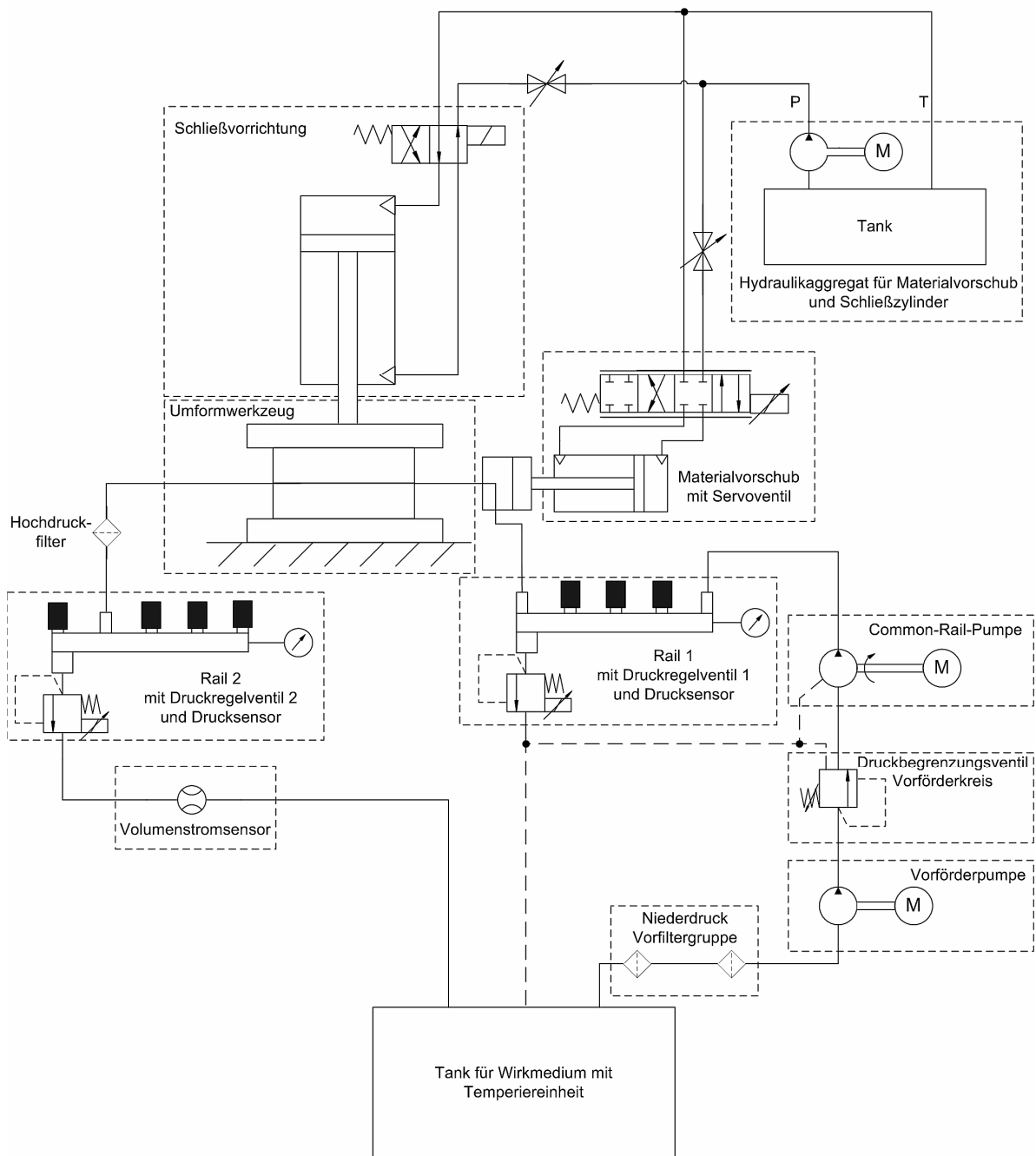


Abb. 4.5: Hydraulikschaltplan der Versuchsanlage

Um die Umformtemperatur und die Temperatur des Prozesses zu überwachen, sind drei Temperaturmessstellen in das Umformwerkzeug integriert. Zwei Thermoelemente messen die

Temperatur des Umformmediums vor und hinter dem Werkzeug, ein weiteres misst die Temperatur direkt am umzuformenden Röhrchen. Dazu wird das Thermoelement so platziert, dass es die Oberfläche des umzuformenden Röhrchens berührt und somit Werkstofftemperatur nahe der Umformzone liefert. Der Kanal für dieses Thermoelement ist in Abb. 4.8 oben zu erkennen. Bei dieser Messanordnung ist anzumerken, dass sich Einflüsse durch die Werkzeug- und Umgebungstemperatur nicht vermeiden lassen. Ein solcher Messaufbau stellt allerdings die einzige Möglichkeit zur Werkstofftemperaturmessung nahe der Umformzone dar.

Abb. 4.6 zeigt das Umformwerkzeug mit Vorschubeinheit, Schließvorrichtung und Temperaturmessstellen. Des Weiteren sind die im Zweisäulengestell geführten längs geteilten Umformmatrizen auf der Abbildung zu erkennen.

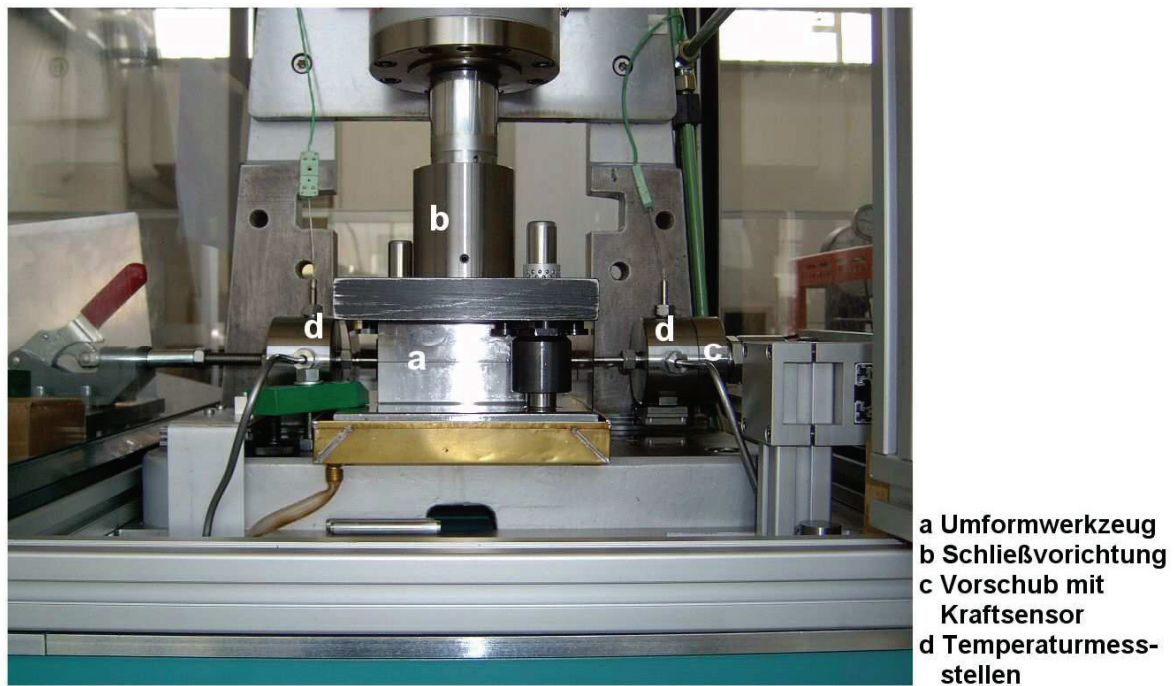


Abb. 4.6: Umformwerkzeug

Um den Umformdruck von bis zu 1600bar abzudichten und gleichzeitig einen einfachen Werkstückwechsel gewährleisten zu können, wurde eine von konventionellen Anlagen abweichende Konstruktion entwickelt, siehe Abb. 4.7.

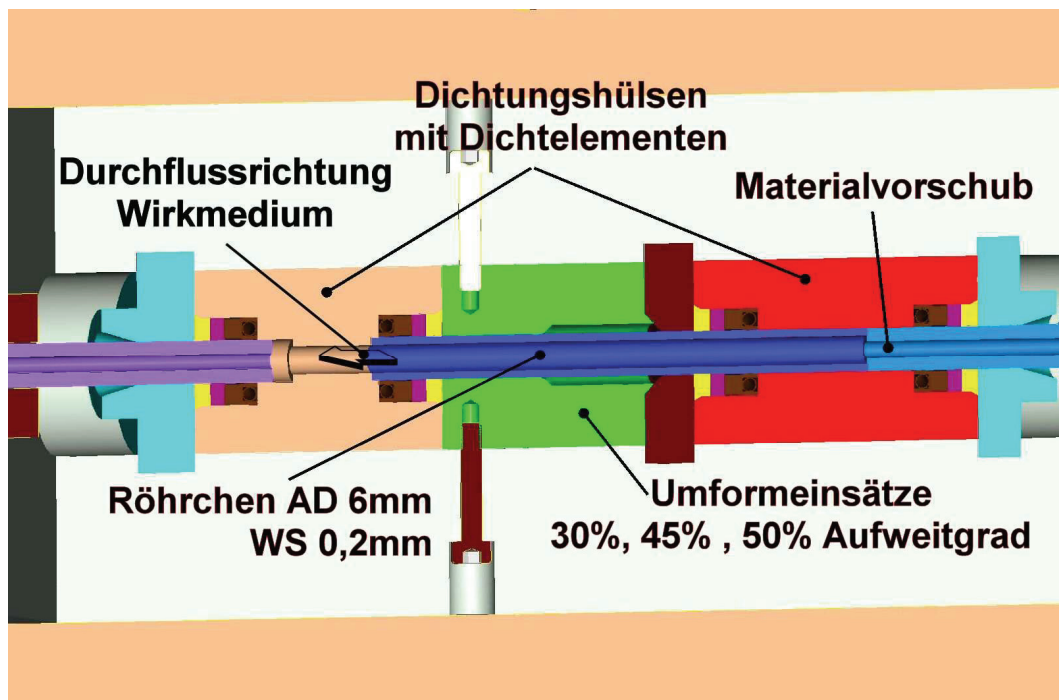


Abb. 4.7: Querschnitt vom Umformwerkzeug

Für die Abdichtung wurden spezielle Teflon (PTFE) Dichtelemente mit Stützringen angefertigt. Das Werkstück wird zusammen mit den Dichtungshülsen und den darin befindlichen Dichtelementen in das Werkzeug eingelegt. Danach werden von beiden Seiten die Rohrenden der Hochdruckanschlüsse in die Dichtungshülsen eingeschoben. Somit ist das System nach außen und zum Umformraum hin abgedichtet. Gleichzeitig dient der rechte Anschluss als Materialvorschub, siehe Abb. 4.7. Bei den Versuchen werden verschiedene Einsätze mit unterschiedlichen Aufweitgraden verwendet. Für die Untersuchungen wurden Einsätze mit einer Aufweitlänge vom dreifachen Rohrdurchmesser (18mm) und Aufweitgraden von 0, 30, 45, und 50% ausgewählt. In Abb. 4.8 ist die untere Hälfte des Werkzeugs mit eingelegtem Röhrenchen und den unterschiedlichen Umformeinsätzen abgebildet.



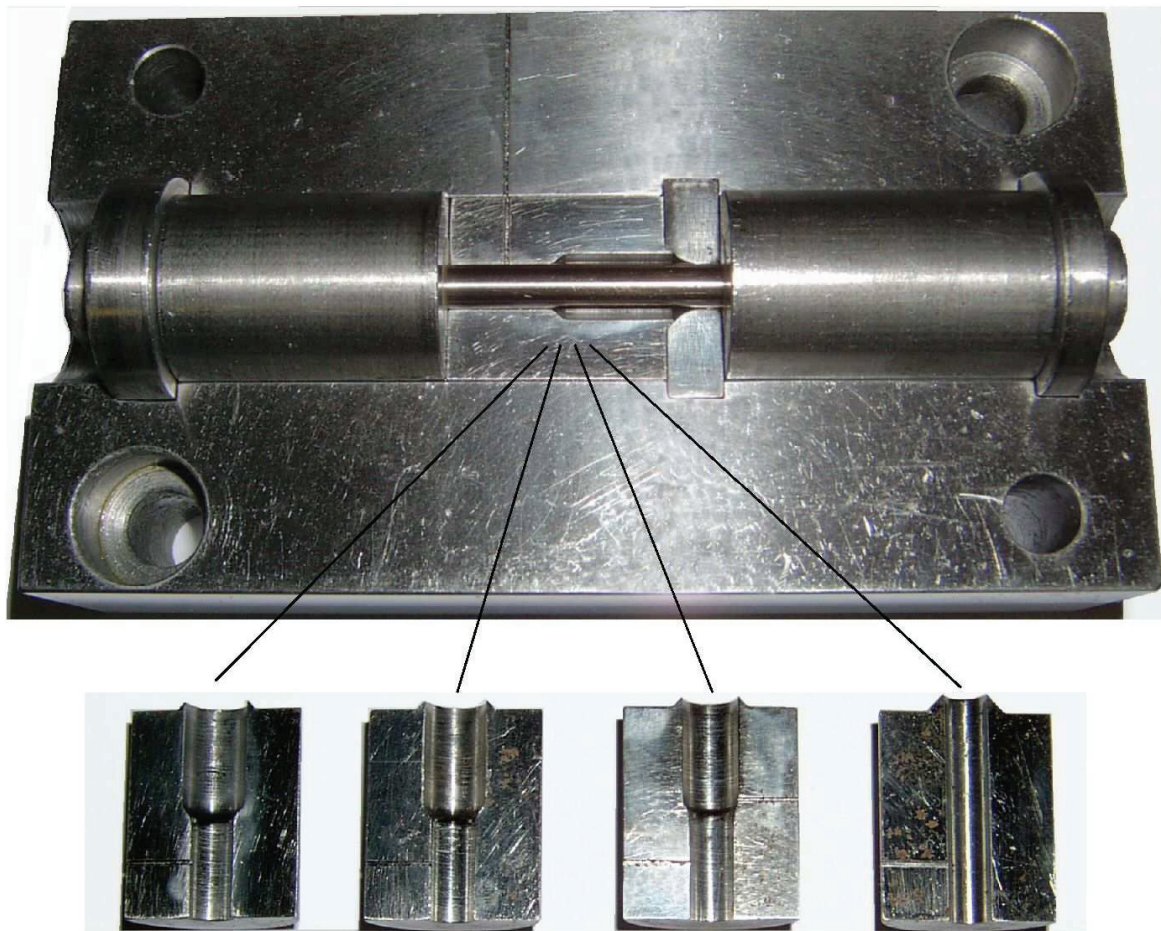


Abb. 4.8: Umformmatrize mit verschiedenen Einsätzen

Die Aufweitgrade der Einsätze entsprechen nach Formel (2.8) folgenden Vergleichsumformgraden:

- $\varphi_v = 2 \ln\left(\frac{r}{r_0}\right) = 2 \ln\left(\frac{3,9}{3}\right) = 0,52$  - bei 30% Aufweitung
- $\varphi_v = 2 \ln\left(\frac{r}{r_0}\right) = 2 \ln\left(\frac{4,35}{3}\right) = 0,74$  - bei 45% Aufweitung
- $\varphi_v = 2 \ln\left(\frac{r}{r_0}\right) = 2 \ln\left(\frac{4,5}{3}\right) = 0,81$  - bei 50% Aufweitung

In Abb. 4.9 ist der gesamte Versuchsaufbau dargestellt, welcher größtenteils durch die institutseigene Werkstatt gefertigt und aufgebaut wurde. Im unteren Teil ist die Hochdruckversorgung mit Common-Rail-System und Vorförderpumpe zu erkennen. Im oberen Teil befindet

sich das Umformwerkzeug mit Schließvorrichtung. Der Schaltschrank, rechts im Bild, beinhaltet Rechner für Regelung bzw. Steuerung mit entsprechender Software, welche in Verbindung mit der dazugehörigen Messtechnik in Kapitel 4.2.2 genauer beschrieben werden. Um beim Bersten des Bauteils die Sicherheit des Benutzers zu gewährleisten, sind Umformwerkzeug und Hochdruckhydraulik durch einen Schutzkasten mit 10mm Sicherheitsglas abgeschirmt.



**a** Leitrechner  
**b** Rechner für  
Vorschubregelung  
**c** Hochdruck-  
erzeugung  
**d** Umformwerkzeug

Abb. 4.9: Versuchseinrichtung mit Hochdruckversorgung und Steuerung

### 4.2.2 Beschreibung der Steuerung und Prozessüberwachung

Die Prüfstandsteuerung wird durch mehrere Messkarten mit analogen bzw. digitalen Ein- und Ausgängen realisiert. Diese Messkarten sind in zwei Rechnern installiert. In Abb. 4.10 ist der Aufbau der Steuerung schematisch dargestellt.



Auf dem ersten Rechner läuft die Bediensoftware der Versuchseinrichtung, der zweite wird für die zeitkritischen Funktionen, wie die Weg-, Kraft- und Druckregler genutzt. Beide kommunizieren über eine Ethernet Verbindung miteinander. Zur Ansteuerung des Common-Rail-Systems wird ein spezieller Mikrocontroller mit dazu entwickelter Leistungselektronik eingesetzt. Der Controller wird direkt durch die Bediensoftware über die Messkarte in Rechner 1 angesteuert und setzt die geforderten Sollwerte in die für die Common-Rail-Ventile notwendigen pulsweitenmodulierten Signale mit bestimmten Frequenzen und Amplituden um, vgl. Abb. 4.10. Über diese anschließend durch die Leistungselektronik verstärkten Signale werden die Druckventile und Zumesseinheit (ZME), mit welcher der Volumenstrom der Pumpe unabhängig von ihrer Drehzahl gedrosselt wird, gesteuert. Durch eine zunehmende Pulsbreite wird somit der Druck im System bzw. der Volumenstrom gesteigert. Des Weiteren werden über entsprechende Sensoren für Volumenstrom, Schließdruck, Raildruck sowie Temperaturen vor und hinter dem Werkzeug die Versuchsdaten erfasst, über Messkarten auf den Leitrechner übertragen und auf dem Bildschirm dargestellt. Für die Ansteuerung des Schließzylinders und der Vorförderkreispumpe des Common-Rail-Systems werden Schaltrelais eingesetzt, welche durch Digitalausgänge der Messkarten geschaltet werden. Die Drucksensoren in den Rails liefern die Istwertsignale für den PI-Druckregler, der die Stellgrößen berechnet.

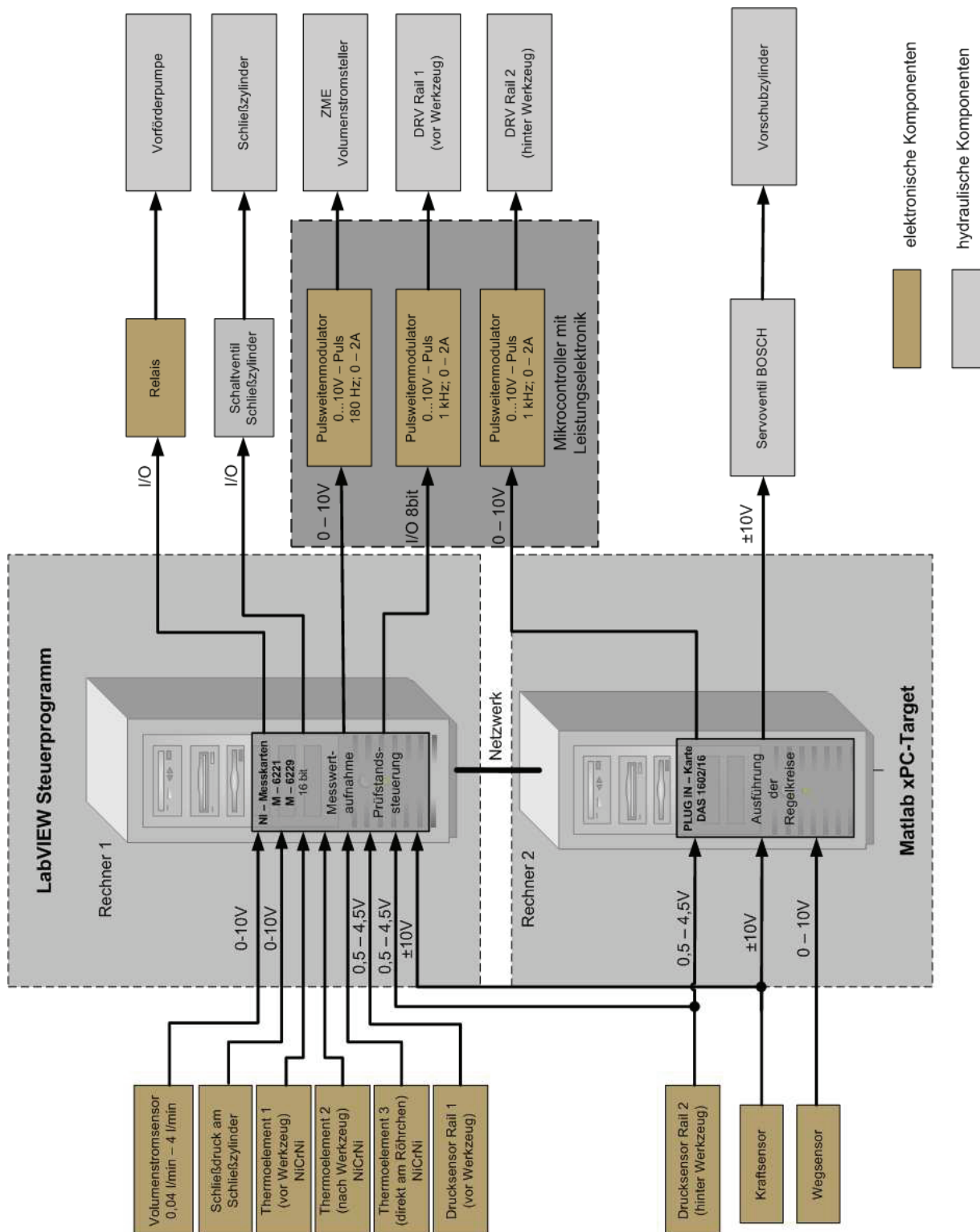


Abb. 4.10: Schematische Darstellung der Steuerung

Aufgrund der hohen dynamischen Anforderungen ( $>1\text{kHz}$ ) an die Kraft- und Druckregelung sind die dafür notwendigen Regelkreise auf den zweiten Rechner ausgelagert. Auf der linken

Seite in Abb. 4.11 ist das MATLAB-Simulink-Modell mit Kraft-, Weg- und Druckregler abgebildet. Die schnelle zeitdiskrete Regelung lässt sich auf einem WINDOWS basierten System nicht realisieren. Deshalb wird das Reglermodell über das Netzwerk mit Hilfe des MATLAB xPC-Target Tools auf den zweiten Rechner übertragen und im DOS-Modus ausgeführt, siehe Abb. 4.11 rechts. Somit arbeiten die Regler eigenständig und unabhängig vom Steuerungsprogramm. Die Sollwerte gibt der Benutzer über die Bedienoberfläche vor.

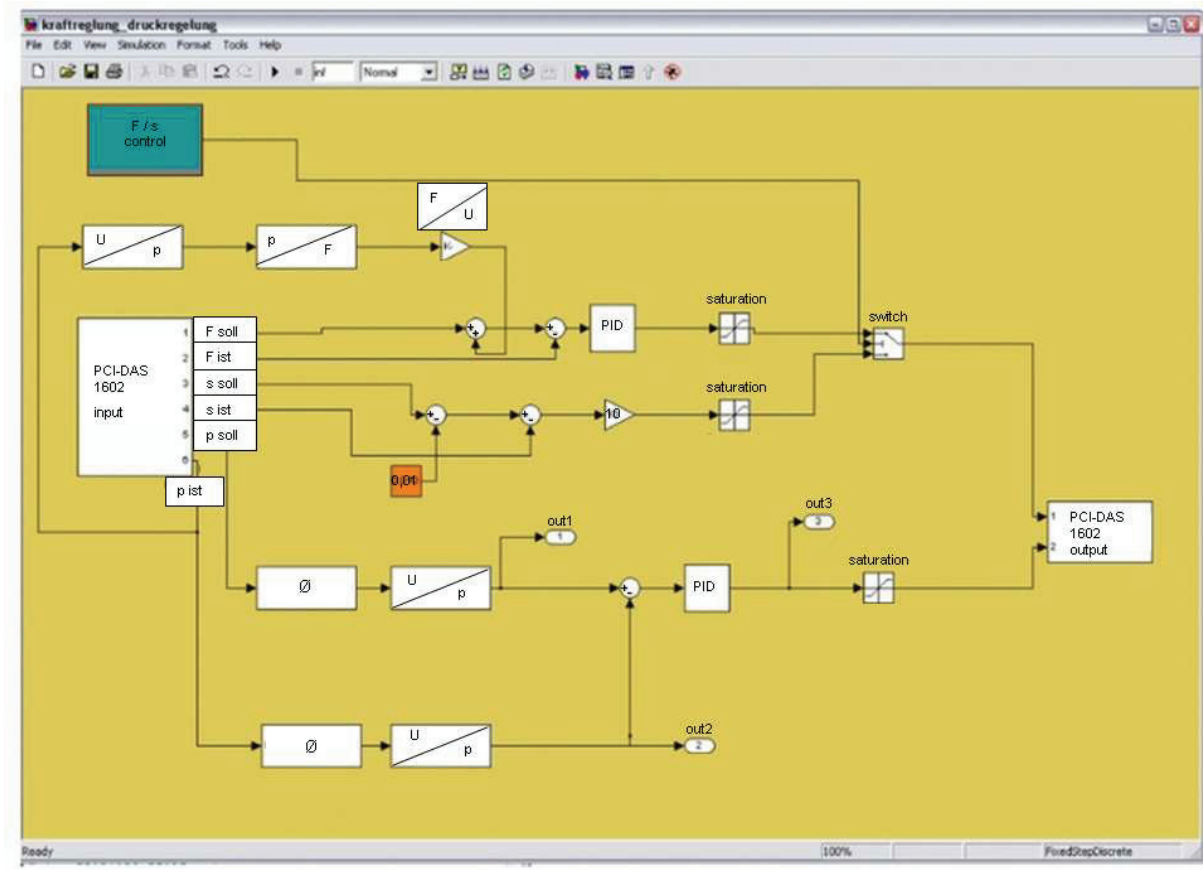


Abb. 4.11: MATLAB-Simulink Modell mit abgeleiteter xPC-Target Regelung

Die zeitdiskrete Kraftregelung arbeitet mit einer Abtastfrequenz von 10kHz. Beim Druckregler wird das Rauschen des Drucksensors durch eine Mittelwertbildung über 10 Werte verringert und damit ein besseres Verhalten der Druckregelung erzielt. Daraus resultiert die Frequenz der Druckregelung von 1kHz.

Für die Kraft- und Wegregelung wird ein P-Regler eingesetzt. Durch einen höheren Verstärkungsfaktor wird die Dynamik des Systems verbessert, aber auch die Stabilität des Regelkreises reduziert. Ein P-Regler wird überall dort eingesetzt, wo sich durch eine geeignete Wahl

des Verstärkungsfaktors die Stabilität des Reglers in jedem Arbeitspunkt gewährleisten lässt. Die durch diesen Regler verursachte Regelabweichung ist über den Regelbereich konstant und wird über einen Korrekturwert ausgeglichen.

Für die Druckregelung wird ein PI-Regler verwendet. Die über den Regelbereich nicht konstante Regelabweichung, welche durch eine Hysterese im Ansteuerungsverhalten des Druckregelventils bedingt ist, wird über den I-Anteil ausgeglichen. Der Nachteil beim Einsatz dieses Reglers liegt darin, dass im Vergleich zum P-Regler Störeinflüsse nicht so schnell ausgeglichen werden.

Die Parameter der genutzten Regler wurden empirisch nach dem *Ziegler-Nichols-Verfahren* [48] ermittelt. Eine rechnerische Ermittlung dieser Parameter ist aufgrund der großen Anzahl unbekannter Parameter im hydraulischen System äußerst aufwendig und wurde aus diesem Grund nicht durchgeführt.

Während der Durchführung von Vorversuchen zeigte sich, dass der Einsatz einer Kraftregelung für den Materialvorschub sinnvoller ist als eine Wegregelung. Bei letzterer können beim Vorschub sehr hohe Kräfte auftreten, was bei der geringen Wandstärke der Röhrchen zum Knicken oder zur Faltenbildung führen kann. Wird die Kraft linear abhängig vom Umformdruck nachgeführt, lassen sich die Vorschubkraftparameter leichter ermitteln und die Vorschubkraft automatisch an den Umformdruckanstieg angleichen. Durch eine Begrenzung bleibt die Vorschubkraft während des Kalibriervorganges konstant. Die Wegregelung des Vorschubs ist der Kraftregelung übergeordnet, d.h. wird ein vorher festgelegter maximaler Vorschubweg durch die wirkende Vorschubkraft überschritten, kommt es zu einer Abschaltung der Kraftregelung, welcher dann durch die Wegregelung ersetzt wird. Somit ist eine Beschädigung des Materialvorschubs durch eine Kollision mit der Matrize ausgeschlossen.

Die Steuerung der Versuchseinrichtung erfolgt über eine Bediensoftware, welche in LabVIEW programmiert wurde. Sie ist so aufgebaut, dass Bedienfehler, welche zu Systemstörungen oder Unfällen führen können (z.B. unbeabsichtigtes Öffnen bzw. Schließen des Schließzylinders), weitgehend ausgeschlossen werden.

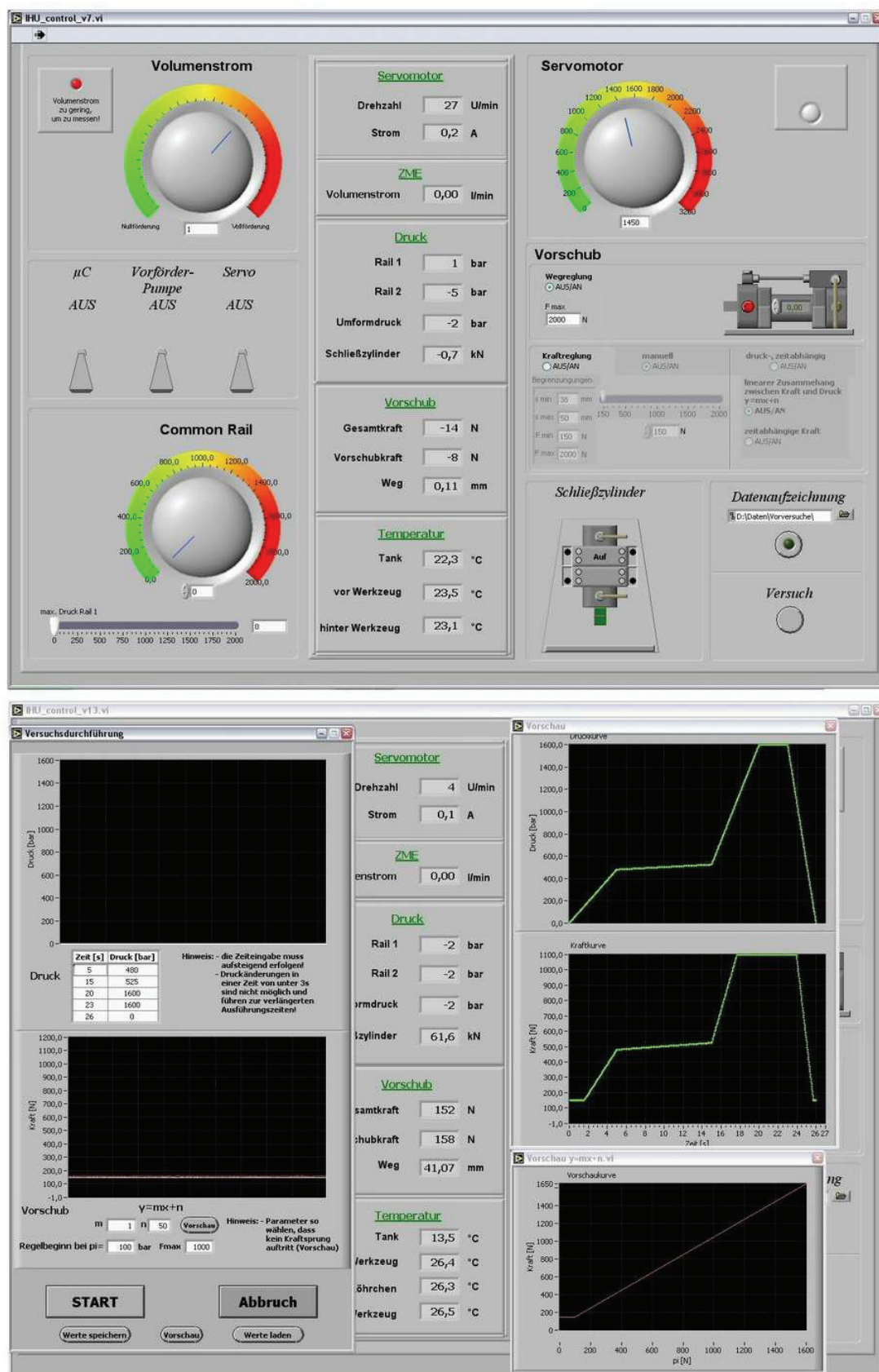


Abb. 4.12: Bedienoberfläche der Steuerungssoftware

Auf der linken Seite in Abb. 4.12 ist der Steuerungsteil der Bediensoftware zu erkennen. Auf dieser Oberfläche kann der Schließzylinder geschaltet und der Vorschubzylinder in eine beliebige Position gebracht werden. Über das Druckregelventil 1 wird der Systemdruck vorgegeben und über das Druckregelventil 2 der Druck im Umformwerkzeug. Im mittleren Bereich des Steuerungspanels sind alle wichtigen Sensormesswerte dargestellt.

Auf der rechten Seite von Abb. 4.12 ist das Versuchspanel abgebildet. Die beim Versuch gewünschten Druckverläufe sowie Kraft- bzw. Wegvorschübe können dort definiert werden. Bei den Versuchen können alle von der Messkarte erfassten Daten in einer vorher gewählten Datei aufgezeichnet und später ausgewertet werden. Somit sind die durchgeführten Versuche jederzeit nachvollziehbar.

## 5 Umformversuche

### 5.1 Werkstoffauswahl

Für die Umformversuche wird zunächst ein Halbzeug mit geeigneten Eigenschaften gesucht, d.h. die Legierungselemente des Werkstoffes müssen so eingestellt sein, dass die Umwandlungsplastizität in einem von der IHU-Anlage einstellbaren Temperaturbereich liegt. Für die Erforschung der beschriebenen Umwandlungsplastizität wurde der nach DIN EN 10088 mit der Werkstoffnummer 1.4301 (AISI 304) bezeichnete austenitische Stahl gewählt. Dieser Stahl besitzt folgende allgemeine Eigenschaften [49]:

- gute Korrosionsbeständigkeit
- gut kaltumformbar
- hohe Verfestigung beim Umformen in einem günstigen Temperaturbereich, daher besonders gut für eine temperaturgeführte Martensitbildung geeignet
- preiswert in der Beschaffung

Die chemische Zusammensetzung des Versuchsprobenmaterials 1.4301 ist in Tabelle 5.1 und die physikalischen Eigenschaften in Tabelle 5.2 zusammengefasst. Alle in dieser Arbeit untersuchten Halbzeuge aus dem Werkstoff 1.4301 stammen aus der gleichen Werkstoffcharge mit der in Tabelle 5.1 angegebenen chemischen Zusammensetzung.

Tabelle 5.1: chemische Zusammensetzung 1.4301, ermittelt über spektralanalytische Werkstoffuntersuchung

chemische Zusammensetzung des Versuchsprobenmaterials 1.4301									
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Mo	Ni
0,054	0,45	1,14	0,0158	<0,01	nicht erm.	17,99	0,261	0,154	8,7
chemische Zusammensetzung 1.4301 nach DIN EN 10088									
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Mo	Ni
<0,07	<1,0	<2,0	<0,045	<0,015	<0,11	17-19,5			8-10,5

Tabelle 5.2: physikalische Eigenschaften 1.4301

physikalische Eigenschaften des Versuchsprobenmaterials 1.4301 (ermittelt im Röhrenzugversuch bei Raumtemperatur siehe Kapitel 5.4)						
0,2%Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm²]		Zugfestigkeit $R_m$ [N/mm²]		Dehnung A [%]		Korngrößenklasse
710		869		26		4-6 (88-44µm)
physikalische Eigenschaften 1.4301 nach DIN EN 10088						
0,2%Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei 20°C [N/mm²]		Zugfestigkeit $R_m$ [N/mm²]		Dehnung A [%]		Korngrößenklasse
geglüht	verformt	geglüht	verformt	geglüht	verformt	
195	max. 965	500-700	max.1285	45	max. 4	



Die verhältnismäßig hohen Festigkeiten und geringe Dehnung des Probenmaterials 1.4301 sind dadurch begründet, dass durch die Belastung bereits eine Martensitbildung auftritt und sich somit der Ausgangswerkstoff verfestigt. Für die Ermittlung der Kennwerte wurden Zugproben in Form von Röhrchen genutzt, siehe Kapitel 5.4, da das Probenmaterial ausschließlich als Röhrchen zur Verfügung stand. Die physikalischen Kennwerte des verwendeten Materials wurden vom Hersteller nicht zur Verfügung gestellt. Dennoch ist sichergestellt, dass die Kennwerte innerhalb der DIN EN 10088 liegen.

Für die Durchführung von Referenzversuchen wird ein zweiter Stahl ausgewählt, der während der Umformung in einem nutzbaren Temperaturbereich (ca. 0-60°C) keine Phasenumwandlung und damit keine Umwandlungsplastizität aufweist. Im Umformvermögen ähnelt der nach DIN EN 10088 mit der Werkstoffnummer 1.4441 (AISI 316 L) bezeichnete austenitische Stahl dem 1.4301. Aufgrund des engeren Toleranzbereichs der Legierungselemente, der fehlenden Phasenumwandlung im Vergleich zum Werkstoff 1.4301 und der feineren Gefügestruktur ist bei diesem Werkstoff eine weniger ausgeprägte Streuung des Umformverhaltens zu erwarten. Der zu den Referenzversuchen herangezogene Stahl besitzt folgende allgemeine Eigenschaften [49]:

- sehr enger Toleranzbereich für Legierungselemente und sehr homogene Gefügestruktur
- bessere Korrosionsbeständigkeit als 1.4301, bedingt durch den engeren Toleranzbereich und begrenzten Kohlenstoffgehalt
- ebenfalls gut kaltumformbar, jedoch findet keine Gitterumwandlung in einem günstigen und nutzbaren Temperaturbereich statt; deshalb ist keine Ausnutzung von Umwandlungsplastizität möglich
- kostenintensiv in der Beschaffung

Die chemische Zusammensetzung des Versuchsprobenmaterials 1.4441 ist in Tabelle 5.3 und die physikalischen Eigenschaften in Tabelle 5.4 zusammengefasst.

Tabelle 5.3: chemische Zusammensetzung 1.4441 [50]

chemische Zusammensetzung des Versuchsprobenmaterials 1.4441									
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Mo	Ni
0,022	0,5	1,75	0,015	0,001	0,086	17,48	0,072	2,75	13,62
chemische Zusammensetzung 1.4441 nach DIN EN 10088									
C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Mo	Ni
<0,03	<1,0	<2,0	<0,025	<0,01	<0,11	17-19			13-15,5

Tabelle 5.4: physikalische Eigenschaften 1.4441 [50]

physikalische Eigenschaften des Versuchsprobenmaterials 1.4441 (ermittelt im Röhrenzugversuch bei Raumtemperatur siehe Kapitel 5.4)						
0,2%Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm²]		Zugfestigkeit $R_m$ [N/mm²]		Dehnung A [%]		Korngrößenklasse
286		585		47,4		6-7 (44-33µm)
physikalische Eigenschaften 1.4441 nach DIN EN 10088						
0,2%Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei 20°C [N/mm²]		Zugfestigkeit $R_m$ [N/mm²]		Dehnung A [%]		Korngrößenklasse
geglüht	verformt	geglüht	verformt	geglüht	verformt	
190	max.1300	460-680	max.1400	45	max. 5	

Der Grund für die nicht im nutzbaren Temperaturbereich auftretende Phasenumwandlung ist der hohe Nickelgehalt dieses Werkstoffes, welcher für eine niedrige  $M_s$  - sowie auch  $M_d$  -

Temperatur verantwortlich ist, vgl. Abb. 2.2. In Tabelle 5.5 sind die Legierungsbestandteile der verwendeten Stähle sowie die nach den unterschiedlichen Verfahren berechneten  $M_s$ -Temperaturen, siehe Tabelle 2.1, dargestellt. Die  $M_s$ -Temperatur des 1.4441 liegt deutlich niedriger als die des 1.4301 und theoretisch weit unter dem absoluten Nullpunkt ( $-273^\circ\text{C}$ ), weshalb diese Rechnungen nur theoretischen Charakter haben. Die deutlichen Abweichungen der mit den einzelnen Berechnungsmethoden ermittelten Temperaturen bestätigen dies. Dennoch ist die Schlussfolgerung möglich, dass während der Umformung vom 1.4441 bei einer Temperatur zwischen 0 und  $60^\circ\text{C}$  kein Martensit gebildet wird und es somit zu keiner Phasenumwandlung kommt.

Tabelle 5.5: Berechnungen der  $M_s$  Temperaturen der Versuchsmaterialien

	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	Ms Temperatur nach Eichelmann	Ms Temperatur nach Monkman	Ms Temperatur nach Pickering
<b>typische Legierungs- zusammen- setzung 1.4301</b>	0,054	0	0,45	1,14	17,99	8,7	0,261	0,154	<b>-76,41</b>	<b>-58,154</b>	<b>-48,944</b>
<b>typische Legierungs- zusammen- setzung 1.4441</b>	0,022	0,086	0,5	1,75	17,48	13,62	0,072	2,75	<b>-466,55</b>	<b>-398,348</b>	<b>-283,296</b>

Aufgrund der besseren Eigenschaften im Vergleich zum 1.4301 kommt der 1.4441 häufig in der Medizintechnik zur Anwendung und wird daher auch als Implantatstahl bezeichnet. Ziel des Vergleichs der Werkstoffe ist es festzustellen, ob sich bessere Umformergebnisse unter der Nutzung der Umwandlungsplastizität beim 1.4301 im Vergleich zum hochwertigeren 1.4441 erzielen lassen.

Als weitere Vorbereitung für die wirkmedienbasierten Umformversuche wird das Ausgangsgefüge der beiden Versuchswerkstoffe untersucht. Wie in Abb. 5.1 zu sehen ist, weist das Gefüge des 1.4301 bereits eine geringe Menge an Martensit auf (schwarz), welcher durch das Präzisionsziehen bei der Rohrherstellung entstanden ist. Dieses vorhandene Martensit verringert den nutzbaren Effekt der Umwandlungsplastizität bzw. Festigkeitssteigerung bei diesem

Werkstoff. Ein Material, welches keinerlei Martensit im unverformten Zustand aufweist, hätte ein noch größeres Potential für die Nutzung der Umwandlungsplastizität.

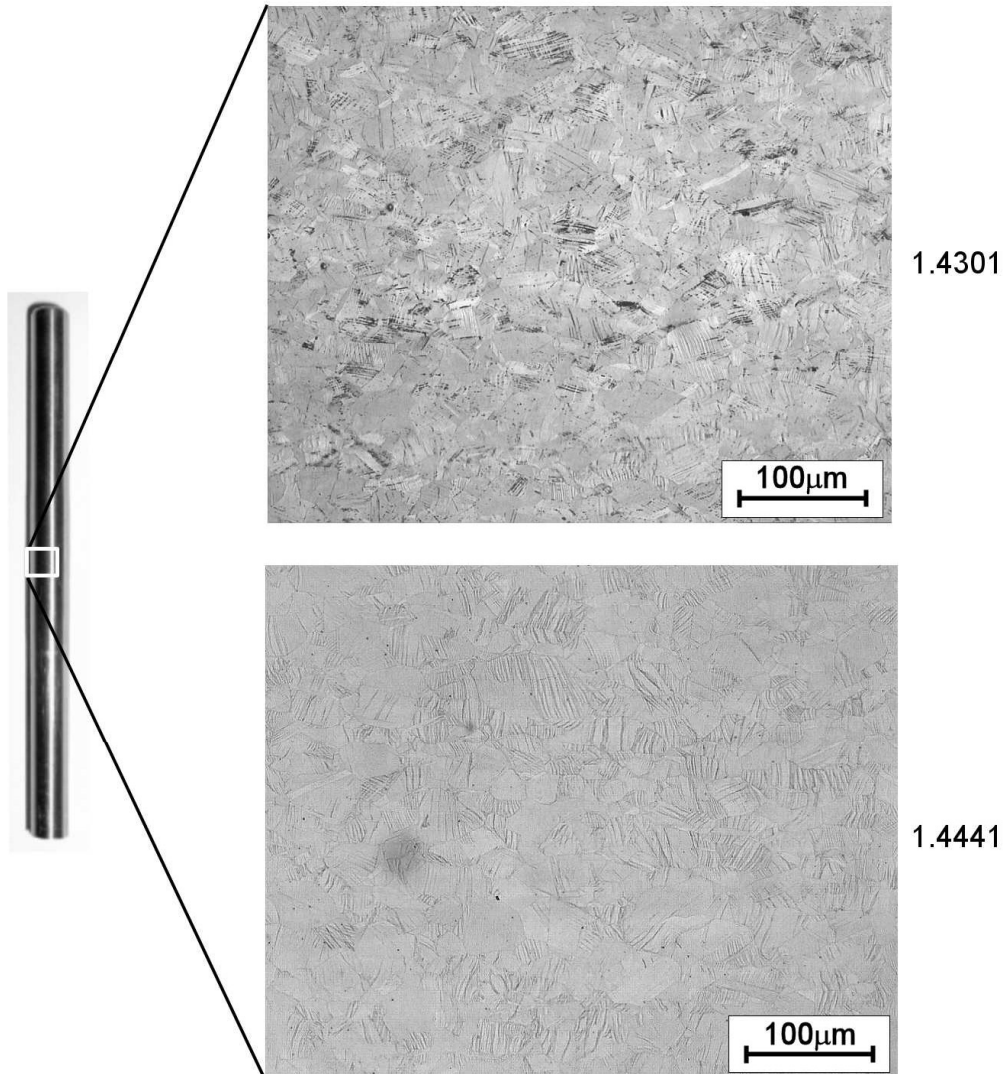


Abb. 5.1: Gefüge der unverformten Röhrchen

Im Gegensatz zum Ausgangsgefüge des 1.4301 Röhrchens ist beim 1.4441 kein Martensit zu erkennen. Dies lässt sich mit der wesentlich geringeren Martensitbildungstemperatur, vgl. Tabelle 5.5, erklären.

Beim Werkstoff 1.4301 gibt es im Bereich der Schweißnaht eine Inhomogenität im Gefüge, was zum Bauteilbersten führen kann. Die Schweißnaht ist optisch nicht festzustellen. Um einen Zusammenhang zwischen Schweißnahtposition und Bruchstelle ermitteln zu können,

wird das Halbzeug, aus dem die Versuchsbauteile hergestellt werden, vor dem Ablängen entlang der Mantelfläche markiert. Mit Hilfe dieser Markierung lässt sich jedes Versuchsteil in gleicher Lage in die Umformmatrize einlegen. Somit kann später bei der Auswertung der Schliffbilder festgestellt werden, ob Versagensbereiche stets an der gleichen Stelle auftreten bzw. durch den Einfluss der Schweißnaht hervorgerufen wurden.

## 5.2 Abmessungen der Versuchsbauteile

Die Abmessungen der Versuchsbauteile werden klein gehalten, um eine optimale Temperierung zu erreichen. Aufgrund einer geringen Wandstärke (0,2mm) der Proben sind besonders kleine Umformradien (ca. 1,5mm) herstellbar. In Abb. 5.2 ist eine Schnittzeichnung der verwendeten Versuchsröhrchen mit den Abmessungen dargestellt.

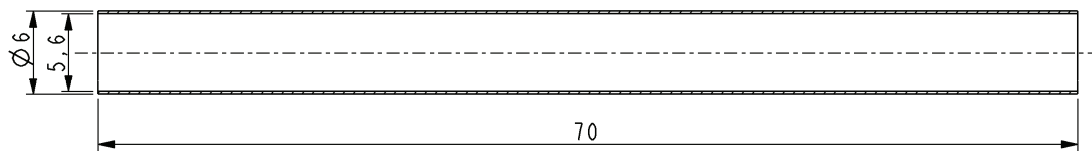


Abb. 5.2: Schnittzeichnung Versuchsbauteil

Die Versuchsproben aus dem Werkstoff 1.4301 stammen aus einem Längsnaht- geschweißten Halbzeug. Die Versuchsbauteile aus dem Werkstoff 1.4441 sind nahtlos gezogene Rohre.

Zur Überprüfung der Wandstärken wurden die unverformten Versuchsbauteile beider Materialien mit einer Koordinatenmessmaschine vermessen, siehe Abb. 5.3 und Abb. 5.4. Dazu wurden diese in ein Dreibackenfutter senkrecht eingespannt und mit Tastkopf der Messmaschine abgetastet.

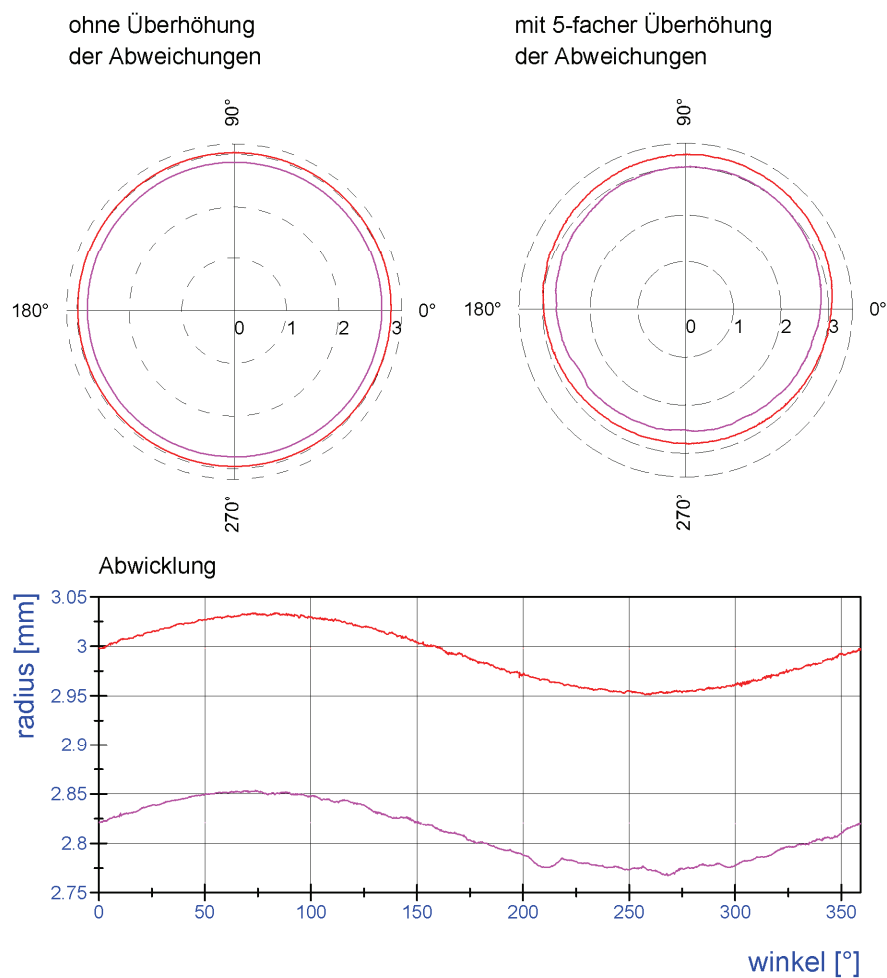


Abb. 5.3: Vermessung Ausgangsröhrchen 1.4301

In Abb. 5.3 und Abb. 5.4 sind jeweils links oben die gemessenen Querschnitte abgebildet. Rechts oben sind durch die 5fache Überhöhung der Abweichungen die Konturen der Röhrchen besser erkennbar. Unter dem Querschnitt ist jeweils die Abwicklung der Mantelfläche dargestellt. Die Tabelle 5.6 fasst die Ergebnisse der Vermessung der Ausgangsröhrchen zusammen.

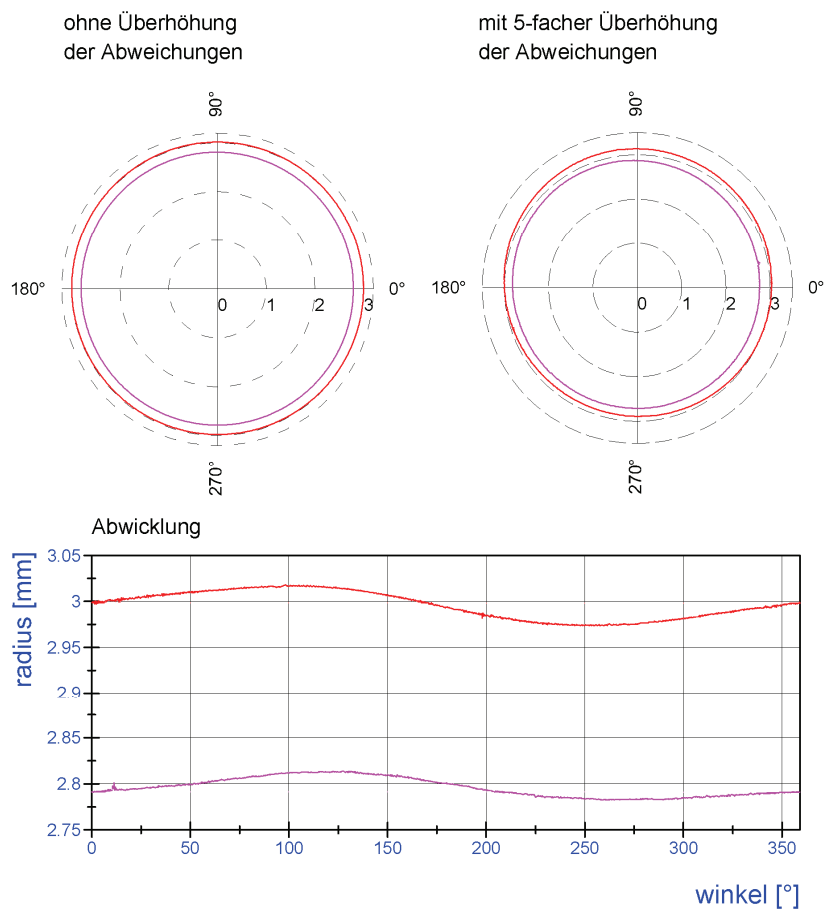


Abb. 5.4: Vermessung Ausgangsröhrchen 1.4441

Auffällig ist die geringere durchschnittliche Wandstärke des Röhrchens aus dem Werkstoff 1.4301 im Vergleich zum Röhrchen aus 1.4441. Die Wanddickenschwankung, d.h. die Differenz zwischen minimaler und maximaler Wandstärke, ist bei 1.4301-Röhrchen geringer als bei 1.4441-Röhrchen. In diesem Fall wurde aufgrund der Schweißnaht eigentlich ein größerer Wert im Vergleich zum nahtlos gezogenen Röhrchen erwartet.

Tabelle 5.6: Zusammenfassung der Vermessung der Ausgangsröhrchen 1.4301 und 1.4441

Werkstoffnummer	Mittelwert äußerer Radius [mm]	Mittelwert innerer Radius [mm]	Wandstärke					maximale Wanddickenschwankung [mm]
			min [mm]	bei Winkel [°]	max [mm]	bei Winkel [°]	Durchschnitt [mm]	
1.4301	2,985	2,819	0,175	20,46	0,191	211,29	0,181	0,01654
1.4441	2,992	2,793	0,188	198,01	0,212	49,46	0,2	0,02395

Die Versuchsbauteile werden aus einem ca. 1m langen Halbzeug hergestellt, das in 70mm lange Röhrchen zerteilt wird. Da die Eigenschaften über die Länge geringfügig voneinander abweichen und sich damit Vergleiche über die Martensitbildung im Material sowie die Einstellung der Vorschubkraftparameter erschweren würden, sind die Röhrchen in der Reihenfolge durchnummeriert, wie sie vom Halbzeug abgetrennt wurden. Auf diese Weise werden Unterschiede im Umformverhalten, welche durch Abweichungen in der Wanddicke und Unterschiede in der Gefügezusammensetzung gerade im Schweißnahtbereich auftreten können, minimiert. Da die Halbzeuge allerdings nur in 1m Länge zur Verfügung stehen und daraus maximal 14 Versuchsröhrchen gefertigt werden können, lässt es sich innerhalb einer Versuchsreihe nicht ausschließen, dass Versuchsbauteile aus verschiedenen Halbzeugen und damit im ungünstigsten Fall auch Chargen mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung zur Anwendung kommen.

### **5.3 Abmessungen des Umformwerkzeuges**

Für die Untersuchungen wurden unterschiedliche Einsätze mit verschiedenen Aufweitgraden (0%, 30%, 45%, 50%) für die Umformmatrizen angefertigt. In Abb. 5.5 ist ein Schnitt durch die untere Werkzeugmatrize mit Umformeinsatz, Dichtungshülsen und eingelegtem Versuchsbauteil abgebildet. Die verschiedenen Einsätze sind in Abb. 5.6 dargestellt. Für die Aufweitungslänge wurde bei allen Umformeinsätzen ca. das dreifache des Röhrchendurchmessers festgelegt (ca. 18mm). Die modulare Bauweise des Werkzeuges ermöglicht einen unkomplizierten Wechsel der Umformeinsätze, ohne andere Bauteile austauschen zu müssen.



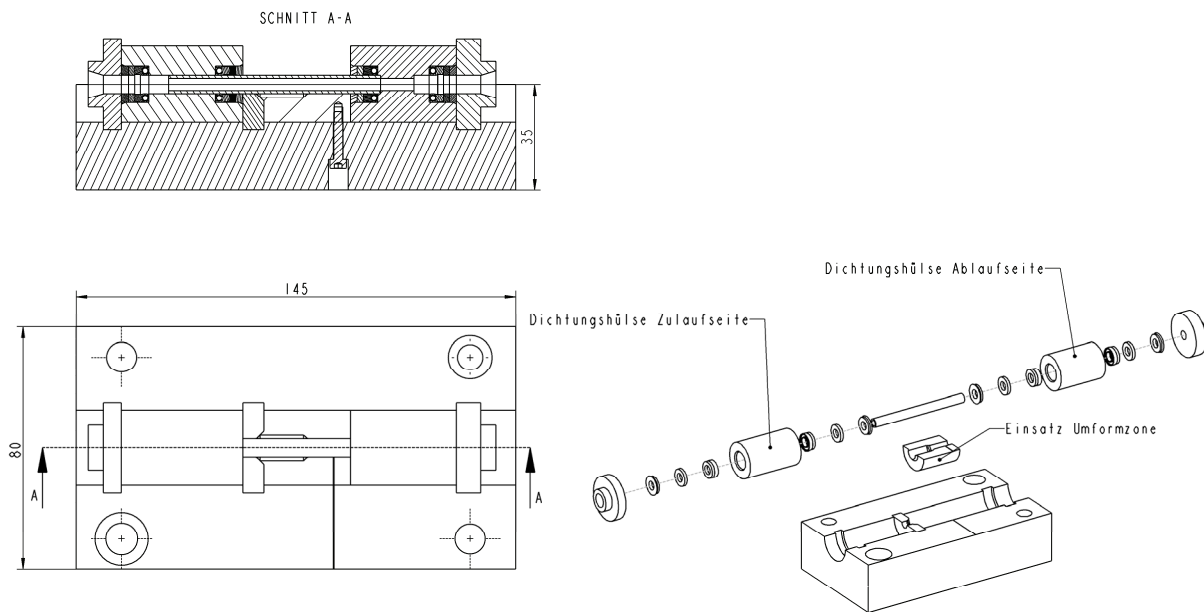


Abb. 5.5: Schnittzeichnung des Umformwerkzeuges

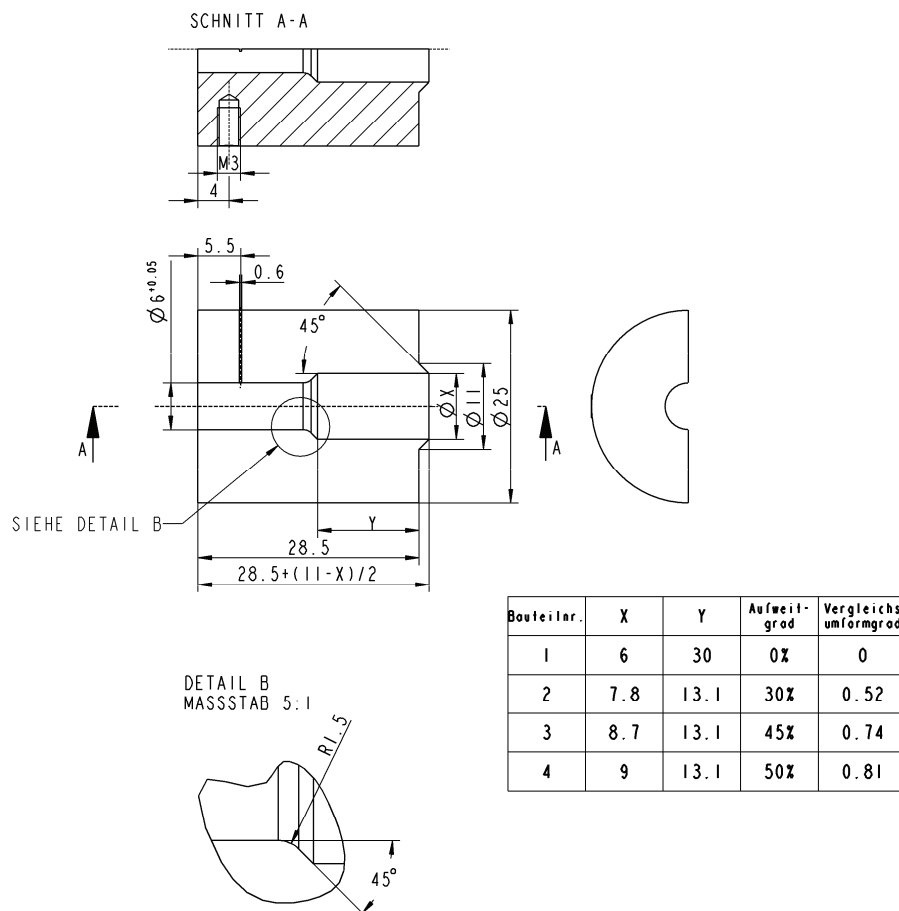


Abb. 5.6: Zeichnungen der unterschiedlichen Umformeinsätze

Zur Überprüfung der Maßhaltigkeit der Umformteile ist die Vermessung der Einsätze erforderlich. Die Ergebnisse sind in Abb. 5.7 und in Tabelle 5.7 zusammengestellt. Durch die Vermessung der umgeformten Röhrchen kann im Anschluss der Versuchsdurchführung die Rückfederung des Materials in der Umformzone beurteilt und damit eine Aussage über die Fertigungsgenauigkeit der Innenhochdruck- umgeformten Kleinstbauteilen gemacht werden.

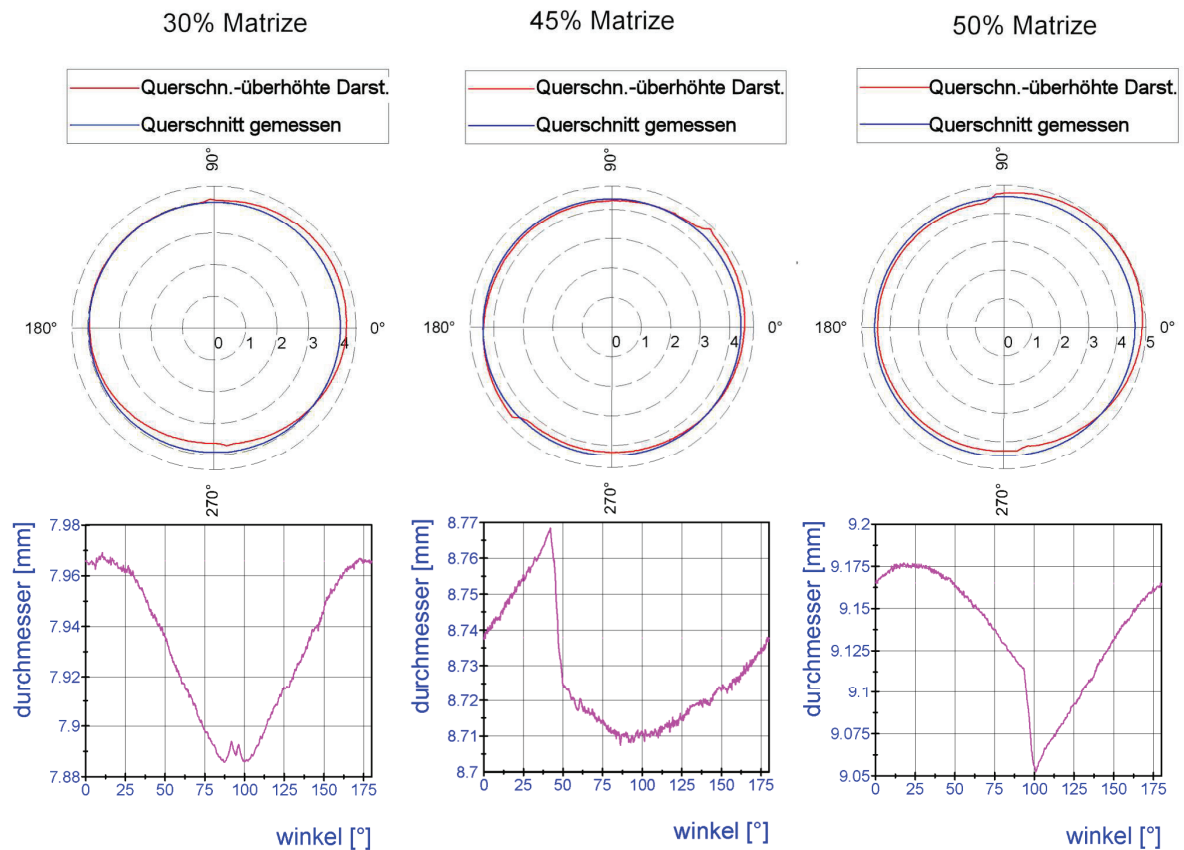


Abb. 5.7: Ergebnisse - Vermessung der Umformeinsätze

Bei der überhöhten Darstellung der Abweichungen vom Solldurchmesser in Abb. 5.7 ist bei den Einsätzen deutlich ein Versatz zwischen Ober- und Unterseite zu erkennen, welcher durch die Einspannung in die Messvorrichtung entsteht und auch nicht vermieden werden kann. Dieser Versatz liegt aufgrund von Fertigungstoleranzen bei Matrize und Einsätzen auch während der Umformung vor. In der Tabelle 5.7 sind die maximalen bzw. minimalen Durchmesser und die Differenz beider Werte zusammengefasst.

Tabelle 5.7: Ergebnisse der Vermessung der Umformeinsätze

Aufweit- grad	Durch- messer Sollwert [mm]	Durchmesser					maximale Durchmesser- schwankung [mm]
		min [mm]	bei Winkel [°]	max [mm]	bei Winkel [°]	Durch- schnitt [mm]	
30%	7,8	7,886	87,37	7,969	10,45	7,931	0,083
45%	8,7	8,707	86,24	8,768	41,98	8,727	0,061
50%	9	9,052	100,96	9,177	17,94	9,135	0,125

#### 5.4 Temperierter Zugversuch zur Ermittlung der optimalen Umformtemperatur

Um die Werkstoffkennwerte, siehe Kapitel 5.1, und die optimale Temperatur für eine Umformung zu ermitteln, werden mit den Versuchsproben Zugversuche mit und ohne Temperierung durchgeführt. Bei den IHU-Versuchen wird dann die gleiche Materialcharge eingesetzt. Zur Einspannung der Röhrchen werden an den Enden Pfropfen eingesteckt, siehe Abb. 5.8. Über die Außenfläche kann somit das Versuchsbauteil in die Spannvorrichtung der Zugmaschine eingespannt werden. Gleichzeitig entsteht in der Mitte ein 30mm breiter Bereich, an dem über vorher aufgebrachte Markierungen die Dehnung gemessen werden kann. Die Art dieser Einspannung wurde aufgrund der geringen Wandstärke der Versuchsproben gewählt.

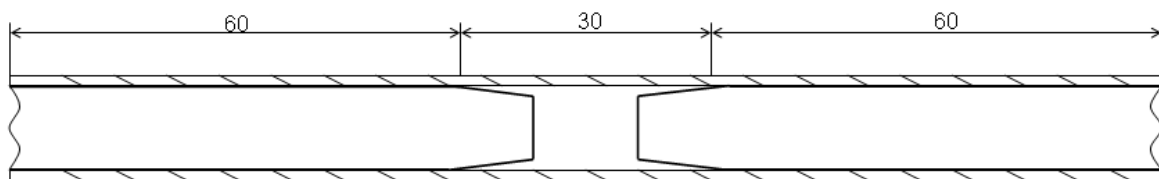


Abb. 5.8: Einspannung der Röhrchen beim Zugversuch

Zur Ermittlung der Kennwerte werden die Versuchsproben bis zum Versagen belastet. Zur Temperierung sind die Proben von einer Vorrichtung umschlossen, durch die das Wirkmedium strömt, siehe Abb. 5.9 links. Die Versuche werden so lange bei unterschiedlichen Temperaturen wiederholt, bis der Maximalwert der erreichbaren Dehnung und die dazugehörige Temperatur ermittelt sind, siehe Abb. 5.10. Bei der untersuchten Charge beträgt die optimale Umformtemperatur 22,5°C, wobei eine Bruchdehnung von 56% erreicht wird. Ohne

Temperierung wurde bei diesem Zugversuch lediglich eine Bruchdehnung von 26% erzielt. Das entspricht einer Steigerung des Plastifizierungsvermögens von 115%.

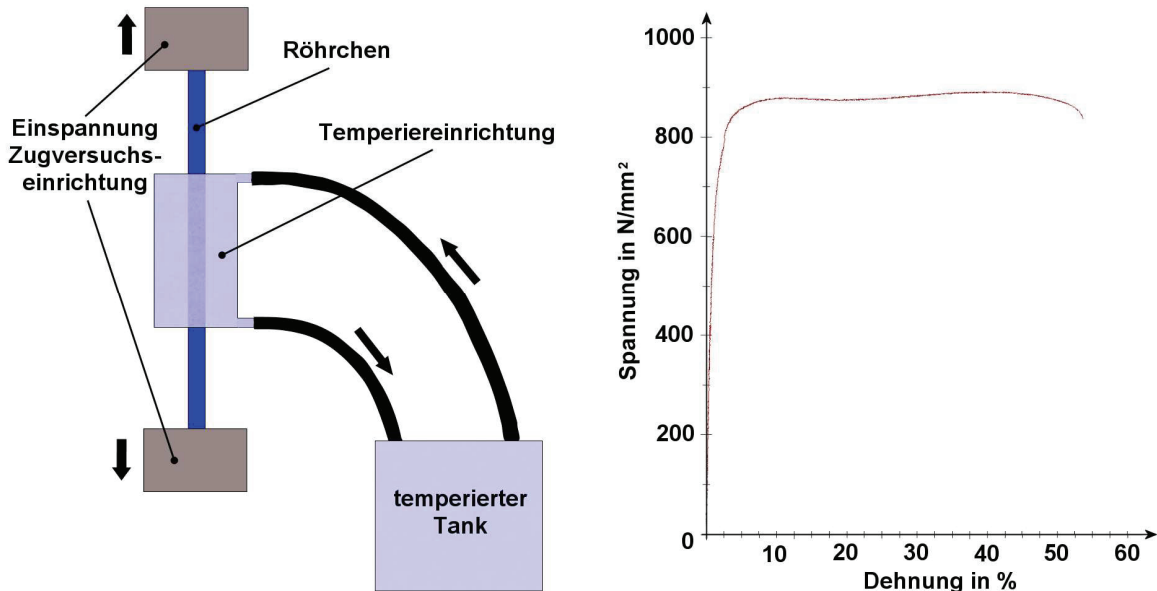


Abb. 5.9: Versuchsaufbau beim temperierten Zugversuch und Spannungs- Dehnungsdiagramm des Röhrens

Auf der rechten Seite in Abb. 5.9 ist das Spannungs- Dehnungsdiagramm eines Zugversuches des Ausgangsröhrens bei 22,5°C dargestellt. Die  $R_{p0,2}$  Dehngrenze beträgt 720 N/mm² und die Zugfestigkeit  $R_m$  892 N/mm². Der obere Bereich der Kurve resultiert aus der auftretenden Umwandlungsplastizität während der Verformung. Es ist davon auszugehen, dass bei einem Zugversuch mit einer Probenform nach EN 10002-1 geringere Festigkeitswerte und eine größere Dehnung auftreten. Zur Ermittlung der optimalen Umformtemperatur für maximale Dehnung ist der Zugversuch mit Röhren hinreichend. Soll das gesamte Potential der Festigkeitssteigerung aufgezeigt werden, sollten Zugversuche mit anderen Probengeometrien herangezogen werden. Aufgrund der Abmessungen des Halbzeugs ist dies im Rahmen der Untersuchungen nicht möglich. In verschiedenen Vorversuchen wurde unter Verwendung anderer Halbzeuge (z.B. Röhren 6mm Durchmesser und 1mm Wandstärke) das Potential zur Festigkeitssteigerung durch Nutzung der Umwandlungsplastizität gezeigt [51, 52].

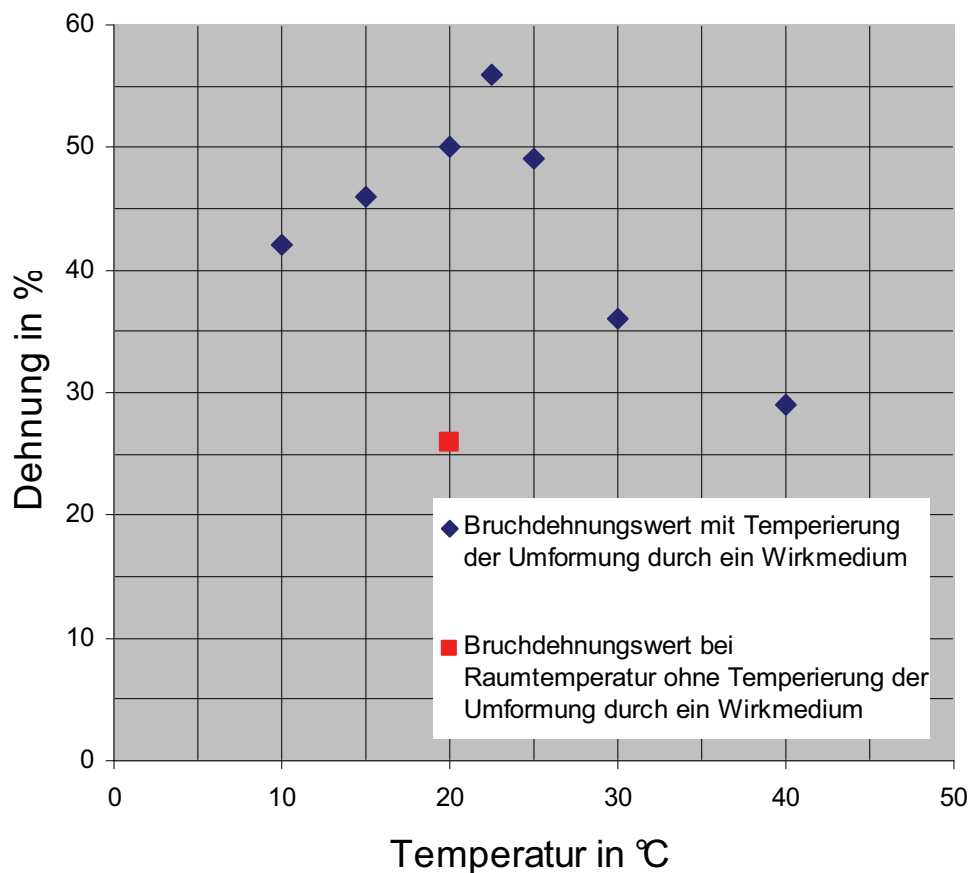


Abb. 5.10: Ermittlung der optimalen Umformtemperatur

## 5.5 Ermittlung der Umformparameter für die IHU-Versuche

Zur Bestimmung des Fließbeginns des Materials wird im Vorfeld der Umformversuche ein Röhrchen zunächst ohne Materialvorschub bis zum Bersten aufgeweitet. Dazu wird der Innendruck (rot) bis 400bar kontinuierlich erhöht, danach die Druckanstiegsgeschwindigkeit gesenkt und der Druck kontinuierlich weiter bis zum Bersten erhöht, vgl. Abb. 5.11. Dementsprechend werden anschließend die Vorschubkraftparameter festgelegt.

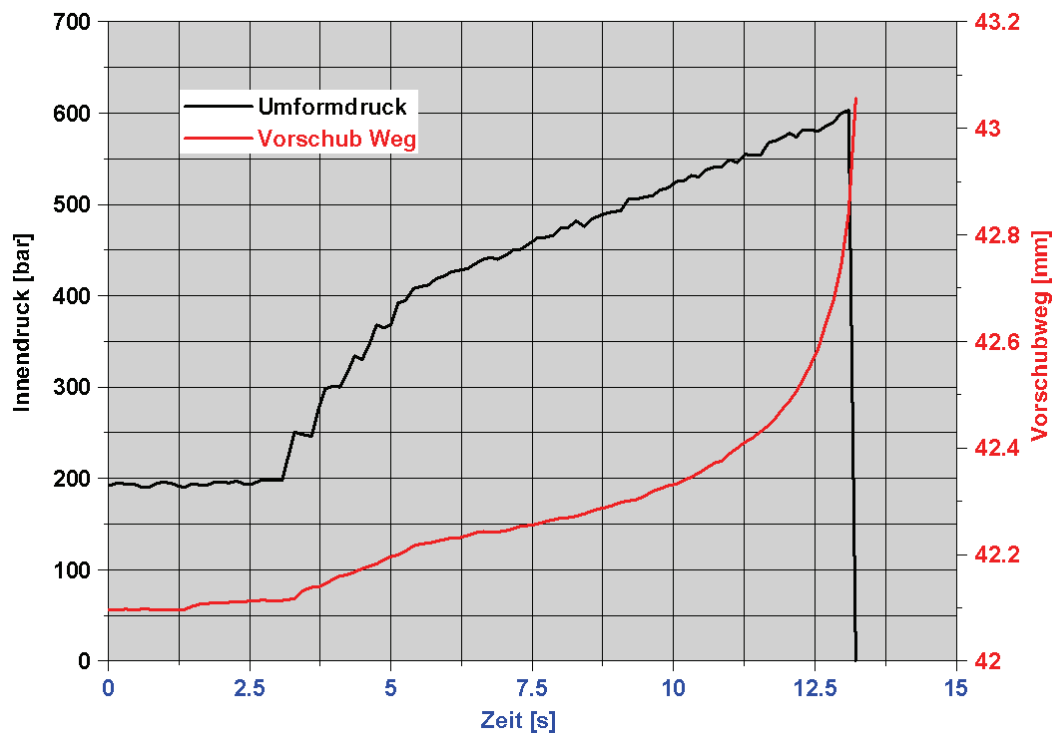


Abb. 5.11: Aufweitung ohne Materialvorschub bis zum Bersten

Aus dem sich einstellenden Wegverlauf (schwarz), bzw. dem Weganstieg kann der Fließbeginn des Werkstoffes abgeschätzt werden, der bei diesem Röhrchen zwischen 500 und 600bar liegt. Nach Berechnungen mit der Kesselformel gemäß (2.9) und (2.17), bei denen ein  $R_{p0,2}$  von  $710\text{N/mm}^2$  bzw. eine Zugfestigkeit  $R_m$  von  $869\text{N/mm}^2$  nach Tabelle 5.2 zugrunde gelegt wird, müsste der Fließbeginn des Werkstoffes bei 507bar einsetzen und das Bauteil bei 620bar bersten. Die aus Abb. 5.11 zu entnehmenden Werte für Umform- (ca. 500bar) und Berstdruck (603bar) stimmen sehr gut mit der Berechnung überein.

Wird der Berstdruck von 603bar in (2.9) eingesetzt, so ergibt sich beim Bersten eine Tangentialspannung von  $844\text{N/mm}^2$ .

Ausgehend von diesem Vorversuch wird der Vorschub beim Umformprozess so eingestellt, dass er während der Aufweitung zwischen 500 und 600bar ausreichend Material in die Umformzone nachschiebt. Die Vorschubkraft darf jedoch nicht zu groß sein, da dies zu irreversibler Faltenbildung durch Stauchen führen kann. In Abb. 5.12 ist die Faltenbildung beim Umformen eines Röhrchens zu sehen. Die schwarzen Pfeile markieren jeweils die Richtung und den Betrag der Vorschubkraft. Oben ist ein unverformtes Röhrchen im Ausgangszustand und

in der Mitte das Anfangsstadium der Verformung abgebildet. Während der Umformung (Mitte) treten Falten auf, welche bei zu hoher Vorschubkraft irreversibel werden und zum Bauteilbersten führen, siehe unten rechts. Ist die Vorschubkraft zu gering, verringert sich die Wandstärke beim Aufweiten, bis es zum Bersten des Versuchsbauteils kommt, siehe unten links. Bei optimaler Konfiguration ist die Faltenbildung reversibel und die Aufweitung des Röhrchens verläuft erfolgreich. Je größer der Aufweitgrad beim Umformen ist, desto genauer muss die Vorschubkraft für die Aufweitung eingestellt werden.

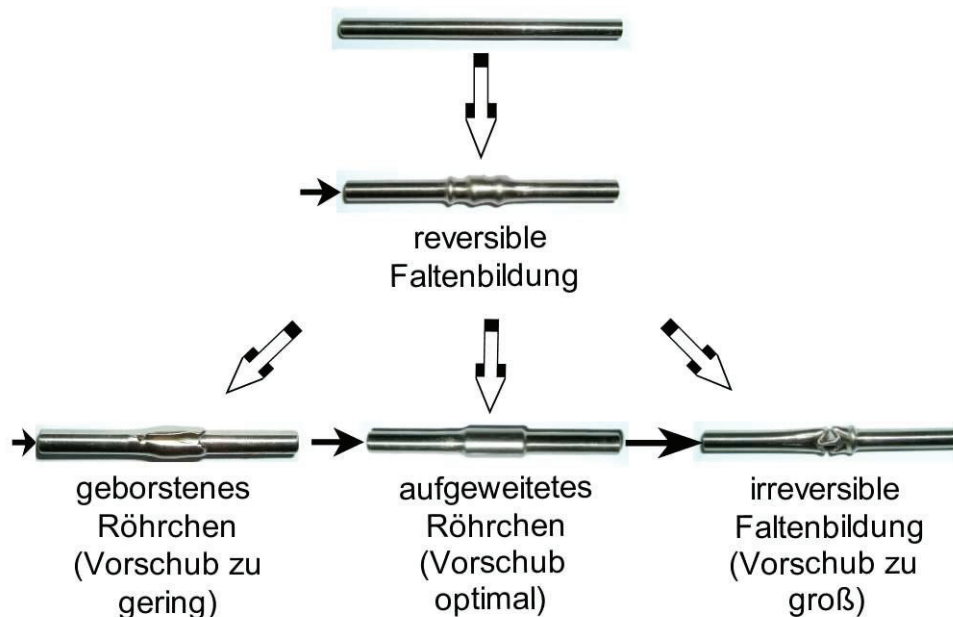


Abb. 5.12: Faltenbildung durch eine unterschiedliche Vorschubkraft

Während der Umformung wird die Durchströmungsgeschwindigkeit des Mediums durch das Versuchsbauteil so hoch gewählt, dass eine turbulente Strömung entsteht und somit eine bestmögliche Wärmeableitung gewährleistet ist. Für Rohre mit Kreisquerschnitt liegt eine stationäre turbulente Strömung vor, wenn die Reynoldszahl  $> 2320$  ist [53]. Daraus geht folgende Abschätzung hervor:

Innendurchmesser des Röhrchens:  $d=5,6\text{mm}$ ;

kinematische Viskosität des Wirkmediums:  $\nu=1,3\text{mm}^2/\text{s}$ ;

$$\text{Re} = \frac{u_{\text{Röhrchen}} \cdot d}{\nu} \quad (5.1)$$

$$u_{\text{Wirkmedium}} = \frac{Re \cdot v}{d} \quad (5.2)$$

für eine Reynoldzahl  $> 2320$  ergibt sich daraus:

$$u_{\text{Wirkmedium}} > \frac{2320 \cdot 1,3}{5,6} = \underline{538,6 \text{ mm / s}}$$

die minimale Durchflussmenge ergibt sich aus:

$$Q_{\text{Wirkmedium}} = u_{\text{Wirkmedium}} \cdot S \quad (5.3)$$

daraus folgt:

$$Q_{\text{Wirkmedium}} > 7,959 \cdot 10^6 \text{ mm}^3 / \text{s} = \underline{\underline{0,796 \text{ l / min}}}$$

Da es sich bei dieser Berechnung um eine Abschätzung handelt, sollte der Volumenstrom beim Umformen  $1 \text{ l/min}$  nicht unterschreiten. Durch den Leitungsquerschnitt der Versuchsanlage ist der Volumenstrom aufgrund des auftretenden Druckabfalls begrenzt, siehe Abb. 5.13.

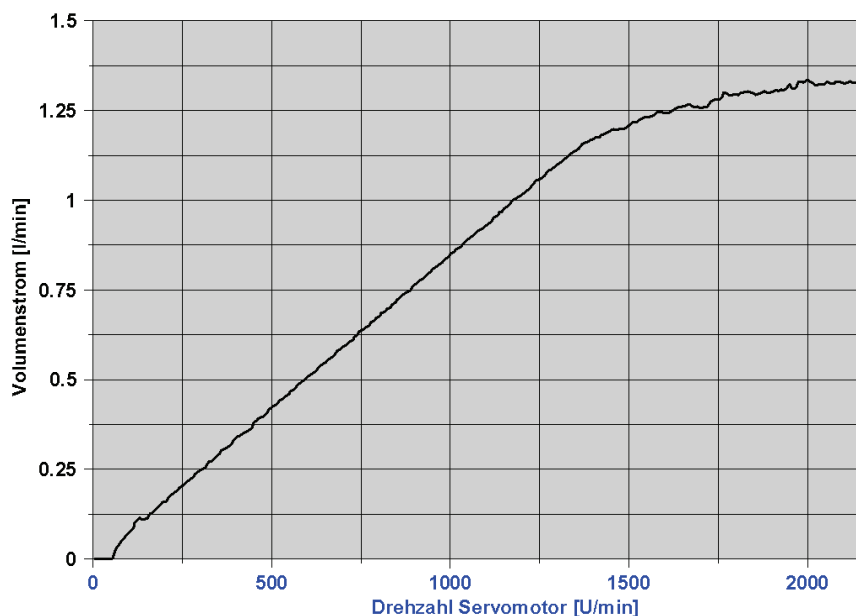


Abb. 5.13: maximal möglicher Volumenstrom der Versuchsanlage

Bei diesem Diagramm wurde die Drehzahl der Pumpe für das Wirkmedium kontinuierlich erhöht und der Volumenstrom gemessen. Ab einer Durchflussmenge von etwa  $1,3 \text{ l/min}$  ist aufgrund des zunehmenden Druckabfalls über der gesamten Leitungslänge keine Steigerung



des Volumenstroms mehr möglich. Beim Erhöhen der Wirkmedientemperatur sinken Viskosität und damit auch die erforderliche Strömungsgeschwindigkeit für den Umschlagpunkt von laminarer zur turbulenten Strömung ( $Re > 2320$ ). Die Folge ist, dass bei höherer Wirkmedientemperatur die für eine turbulente Strömung nötige Strömungsgeschwindigkeit abnimmt, vgl. Formel (5.1; 5.2). Aus diesem Grund verschiebt sich die in Abb. 5.13 dargestellte Kurve weiter nach unten, d.h. die maximale Durchflussmenge wird früher erreicht. Folglich wird der Volumenstrom bei Versuchen mit höherer Wirkmedientemperatur niedriger sein. Der geforderte Minstdurchfluss für die Ausbildung einer turbulenten Strömung und damit der besten Temperierung ist in jedem Fall gewährleistet.

## **5.6 Versuchsdurchführung der IHU-Versuche (Werkstoff 1.4301)**

Für die Versuche wird das Versuchsbauteil zusammen mit den Dichtungshülsen in das Umformwerkzeug eingelegt. Das Röhrchen und die Umformzone werden mit Schmiermittel *Renoform MBO 2755* benetzt, um eine Schmierung in der Aufweit- bzw. Nachführzone zu gewährleisten.

In Abb. 5.14 ist der Solldruck und -kraftverlauf eines typischen Umformversuches dargestellt. Anfangs erfolgt eine kontinuierliche Erhöhung des Druckes und der Vorschubkraft bis kurz unterhalb des Fließbeginns des Werkstoffes. Darauf folgt die Aufweitung des Versuchsbauteils, bei welcher der Anstieg des Druckes und der Vorschubkraft sehr klein gehalten werden, damit die Umformgeschwindigkeit möglichst gering ist. Somit ist gewährleistet, dass die lokal auftretende Erwärmung im Umformbereich besser über das durchströmende Wirkmedium abgeleitet werden kann, als bei hoher Verformungsgeschwindigkeit. Nachdem sich das Material an die Werkzeugkontur angelegt hat, erfolgt der Kalibriervorgang mit verschiedenen Drücken (560bar, 700bar, 900bar, 1300bar, 1600bar). Für die unterschiedlichen Kalibrierdrücke werden bei der Auswertung jeweils die Martensitbildungsraten ermittelt und verglichen.

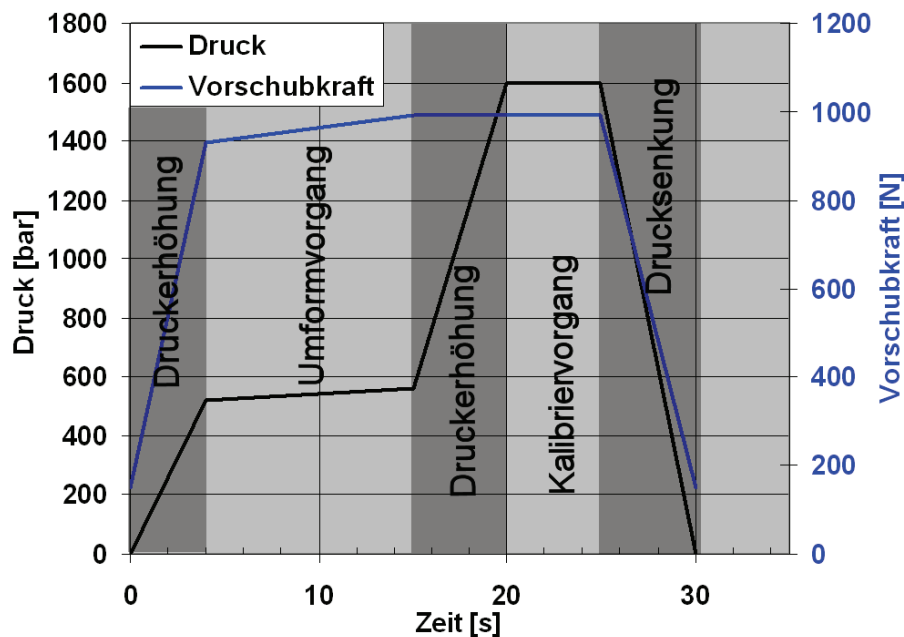


Abb. 5.14: Druckverlauf beim Umformen mit 1600bar Kalibriedruck

Die Vorschubkraft ist linear abhängig vom Umformdruck. Der Zusammenhang lässt sich mit der Gleichung  $y=mx+n$  beschreiben, wobei  $x$  der Umformdruck,  $m$  ein definierter Anstieg und  $n$  ein Kraftkorrekturwert ist.

Bei den Versuchen wird die Temperatur des Röhrchens während der Umformung über die Temperatur des Wirkmediums möglichst genau auf die im Zugversuch ermittelten  $22,5^{\circ}\text{C}$  gehalten. Ausgenommen sind die Versuche, bei denen der Umformgrad bzw. die Martensitbildung abhängig von der Temperatur ermittelt wird. Es werden folgende Versuchsreihen durchgeführt:

### IHU-Aufweitung bei Durchströmung mit Wirkmedium

Durch diese Versuche wird die Martensitbildungsrate in Abhängigkeit vom Aufweitgrad, Umformdruck und Kalibrierdruck ermittelt. Bei den Versuchen ohne Aufweitung wird das Versuchsbauteil zunächst nur durch Innendruck und anschließend mit einer zusätzlich wirkenden Vorschubkraft belastet, um die Martensitbildung in Abhängigkeit von den auftretenden Belastungen zu untersuchen.

Parallel zu den Umformversuchen werden von den Versuchsbauteilen elektrolytisch geätzte Schliffbilder angefertigt, womit die Martensitbildung über ein transportables Lichtmikroskop direkt nach der Aufweitung festgestellt wird. In Kapitel 5.8 wird die verwendete Ätzmethode

zur Anfertigung der Schliffbilder genauer beschrieben. Mit den Ergebnissen werden der Versuchsablauf und die Einstellung der Umformparameter sofort angepasst. Die Versuchsdurchführung wurde mit der 30% Aufweitung begonnen, deshalb wurden hier mehr Kalibrierdruckstufen (560bar, 700bar, 900bar, 1300bar, 1600bar) durchlaufen, als bei weiteren Versuchen, vgl. Tabelle 5.8. Die Kalibrierdrücke mit 700bar und 1100bar wurden bei anderen Versuchsreihen weggelassen, da sich während der Durchführung keine signifikanten Unterschiede zwischen 700 und 900bar bzw. 1100 und 1300bar feststellen ließen.

Der Volumenstrom der Temperierflüssigkeit liegt bei dieser Versuchsreihe je nach Versuchsbedingung zwischen 1,05 und 1,15l/min. In Tabelle 5.8 sind die durchgeführten Versuche zusammengefasst. Die Nummer in der Spalte „Bezeichnung Halbzeug“ gibt die Information, ob die Proben aus dem gleichen Rohmaterial stammen. Dabei entspricht eine gleiche Nummer dem gleichen Halbzeug aus dem die Versuchsproben gefertigt sind.

Tabelle 5.8: Versuche bei Durchströmung mit Wirkmedium (1.4301)

Aufweit- grad	Versuchs- nummer	Umform- temp. [°C]	Kalibrier- druck [bar]	maximale Vorschub- kraft [N]	Halbzeug Nr.	Interne Versuchs- bezeichnung
0%	1	23,1	560	150	4	VR5VNr1
	2	22,8	560	150	4	VR5VNr2
	3	21,2	560	1000	4	VR5VNr3
	4	23	560	1000	4	VR5VNr4
	5	23	1600	150	5	VR5VNr5
	6	22,4	1600	150	5	VR5VNr6
	7	21,5	1600	1000	5	VR5VNr7
	8	22,4	1600	1000	5	VR5VNr8
	9	22,6	1600 (5s)	1000	5	VR5VNr9
	10	22,8	1600 (5s)	1000	5	VR5VNr10
30%	1	21,8	580	1000	0	VR020206VNr4
	2	22	580	1000	0	VR020206VNr5
	3	22,1	580	1000	0	VR020206VNr6
	4	22,4	700	1000	0	VR020206VNr7
	5	22,6	700	1000	0	VR020206VNr8
	6	22,8	700	1000	0	VR020206VNr9
	7	23	900	1000	0	VR020206VNr10
	8	23	900	1000	0	VR020206VNr11
	9	23	900	1000	0	VR020206VNr12
	10	22,5	1100	1000	0	VR020206VNr13
	11	22,7	1100	1000	0	VR020206VNr14
	12	22,7	1100	1000	0	VR020206VNr15
	13	22,7	1300	1000	0	VR020206VNr16
	14	22,6	1300	1000	0	VR020206VNr18
	15	22,7	1300	1000	0	VR020206VNr19
	16	23	1600	1000	0	VR020206VNr20
	17	23,5	1600	1000	0	VR020206VNr21
	18	23,3	1600	1000	0	VR020206VNr22
	19	23,5	1600	1000	0	VR020206VNr23
	20	23	1600 (5s)	1000	0	VR020206VNr25
	21	23	1600 (5s)	1000	0	VR020206VNr26
45%	1	22,4	560	990	1	VR1VNr7
	2	22,6	560	990	1	VR1VNr8
	3	22,6	560	990	1	VR1VNr9
	4	21,9	900	1000	3	VR3VNr2
	5	22,4	900	1000	3	VR3VNr4
	6	22,5	900	1000	3	VR3VNr8
	7	22,8	1300	1000	3	VR3VNr12
	8	21,7	1300	1000	4	VR4VNr1
	9	22,7	1300	1020	4	VR4VNr4
	10	23	1300	1020	4	VR4VNr6
	11	23	1300	1020	4	VR4VNr7
	12	22,5	1600	990	1	VR1VNr2
	13	22,6	1600	990	1	VR1VNr10
	14	22,7	1600	990	1	VR1VNr11
	15	22,5	1600 (5s)	990	1	VR1VNr3
	16	22,3	1600 (5s)	990	1	VR1VNr13
	20	22,1	1600 (5s)	990	1	VR1VNr14
50%	1	21,8	560	1090	5	VR6VNr5
	2	22,1	560	1100	5	VR6VNr7
	3	21,5	560	1090	6	VR6VNr12
	4	21,4	900	1090	6	VR6VNr13
	5	21,4	900	1090	6	VR6VNr14
	6	21,4	900	1090	6	VR6VNr15
	7	21,4	1300	1090	6	VR6VNr17
	8	21,4	1300	1090	6	VR6VNr19
	9	21,4	1300	1090	6	VR6VNr20
	10	21,4	1600	1090	6	VR6VNr22

### IHU-Aufweitung ohne Durchströmung mit Wirkmedium (Volumenstrom so gering wie möglich)

Der Volumenstrom wird bei dieser Versuchsreihe nur so groß gehalten, dass eine Innendruckbelastung aufgebracht werden kann. Eine Ableitung der auftretenden Verformungswärme erfolgt nur durch das im Inneren des Röhrchens befindliche Wirkmedium, dessen Strömungsgeschwindigkeit nahezu null ist, und durch die am Versuchsbauteil anliegenden Flächen der Umformmatrize. Damit wird untersucht, ob diese Art der Wärmeableitung für eine erfolgreiche Aufweitung ausreichend ist bzw. deren Auswirkung auf die Nutzung der Umwandlungsplastizität festgestellt.

Zunächst wird die Aufweitung mehrfach bei der optimalen Temperierung, d.h. mit großem Volumenstrom, durchgeführt, sodass eine erfolgreiche Umformbarkeit der Charge bzw. des verwendeten Halbzeugs nachgewiesen ist. Anschließend werden Röhrchen des gleichen Halbzeugs mit identischen Umformparametern bei minimaler Durchspülung aufgeweitet, um die erzielten Umformergebnisse vergleichen zu können. In Tabelle 5.9 sind die durchgeführten Versuche dargestellt.

Tabelle 5.9: Versuche ohne Durchströmung mit Wirkmedium (1.4301)

Aufweit-grad	Versuchs-nummer	Volumen-strom [l/min]	Umform-temp. [°C]	Aufweitung erfolgreich?		Kalibrier/Berst-druck [bar]	maximale Vorschub-kraft [N]	Bez. Halb-zeug	Interne Versuchs-bez.
				ja	nein				
30%	1	1,8	214	●		560	1090	8	VR7VNr1
	2	1,2	214	●		560	1180	8	VR7VNr7
	3	1,2	21	●		580	1190	8	VR7VNr8
	4	1,7	20,5	●		560	1100	9	VR7VNr10
	5	1,3	19,5	●		650	1100	9	VR7VNr11
	6	1,3	19	●		650	1100	9	VR7VNr12
	7	0,01	19,9	●		650	1100	9	VR7VNr13
	8	0,01	19,9	●		650	1100	9	VR7VNr14
	9	0,01	19,8	●		650	1100	9	VR7VNr15
45%	1	1,4	212	●		650	1100	10	VR8VNr1
	2	1,2	20,7		●	536	1100	10	VR8VNr2
	3	1,07	20,3	●		650	1100	10	VR8VNr3
	4	1,07	20,3	●		650	1100	10	VR8VNr4
	5	0,01	20,6		●	542	1100	10	VR8VNr5
	6	0,01	20,4	●		650	1100	10	VR8VNr6
	7	0,01	20,8		●	542	1100	10	VR8VNr7
	8	0,01	20,9		●	545	1100	10	VR8VNr8

### Aufweitung bei veränderter Umformtemperatur

Um eine Temperaturabhängigkeit der Umwandlungsplastizität und damit des erzielbaren Aufweitgrades nachzuweisen, werden die Röhrchen bei unterschiedlichen Temperaturen umgeformt. Diese Versuche werden mit 30 und 45% Aufweitung durchgeführt. Die Umformtemperatur wird in dem von der Versuchsanlage größtmöglichen Bereich variiert. Diese Versuche sollen die Umformergebnisse des temperierten Zugversuches bestätigen, siehe Abb. 5.10.

Anfangs wird die Aufweitung mehrfach bei der optimalen Umformtemperatur durchgeführt, bis das stabile Prozessfenster des Halbzeugs erreicht ist. Bei unveränderten Umformparametern wird anschließend beim gleichen Halbzeug die Umformtemperatur variiert. So kann der je nach Temperatur maximal erzielbare Aufweitgrad ermittelt werden.

Bei dieser Versuchsreihe wird das Versuchsbauteil mit einem Volumenstrom zwischen 1,05 und 1,15l/min durchspült.

Tabelle 5.10: Versuchsübersicht Aufweitung bei veränderter Umformtemperatur (1.4301)

Aufweit-grad	Versuchs-nummer	Umform-temp. [°C]	Aufweitung erfolgreich?		Kalibrier/Berst-druck [bar]	maximale Vorschub-kraft [N]	Bez. Halb-zeug	Interne Versuchs-bez.
			ja	nein				
30%	1	16,4	●		650	1100	9	VR7VNr16
	2	15,9	●		650	1100	9	VR7VNr17
	3	26,2	●		650	1100	9	VR7VNr18
	4	29,7	●		650	1100	9	VR7VNr19
	5	32	●		650	1100	9	VR7VNr20
	6	33,3	●		650	1100	9	VR7VNr21
45%	1	21,2	●		650	1100	10	VR8VNr1
	2	20,7		●	536	1100	10	VR8VNr2
	3	20,3	●		650	1100	10	VR8VNr3
	4	20,3	●		650	1100	10	VR8VNr4
	5	27,2		●	529	1100	10	VR8VNr9
	6	30,3		●	533	1100	10	VR8VNr10
	7	34,4		●	538	1100	10	VR8VNr11
	8	18,6	●		650	1100	10	VR8VNr12
	9	18,1		●	544	1100	10	VR8VNr13
	10	17,8		●	542	1100	10	VR8VNr14

### Aufweitung 30 und 45% ohne Schmierung

Durch diese Versuche wird der erreichbare Aufweitgrad in Abhängigkeit von der Schmierung in der Nachführzone bzw. in der Umformzone untersucht. Zunächst werden die Bauteile unter der Nutzung eines Schmiermittels umgeformt und anschließend werden die Versuche mit Röhren des gleichen Halbzeugs bei gleich bleibenden Umformparametern ohne den Einsatz eines Schmiermittels wiederholt.

Tabelle 5.11: Versuche mit und ohne Schmierung (1.4301)

Aufweit-grad	Versuchs-nummer	Schmierung		Umform-temp. [°C]	Aufweitung erfolg-reich?		Kalibrier/Berst-druck [bar]	Bez. Halb-zeug	Interne Versuchs-bez.
		mit	ohne		ja	nein			
30%	1	•		20,8	•		650	11	VR10VNr1
	2	•		20,8	•		650	11	VR10VNr2
	3	•		20,7		•	524	11	VR10VNr3
	4	•		20,6	•		650	11	VR10VNr4
	5		•	20,6	•		650	11	VR10VNr5
	6		•	20,6	•		650	11	VR10VNr6
	7		•	20,7		•	534	11	VR10VNr7
	8		•	20,8	•		650	11	VR10VNr8
	9		•	20,9	•		650	11	VR10VNr9
	10		•	20,9	•		650	11	VR10VNr10
45%	1	•		20,6	•		650	13	VR9VNr5
	2	•		20,8	•		900	13	VR9VNr6
	3	•		21	•		1300	13	VR9VNr7
	4	•		21		•	546	13	VR9VNr8
	5	•		21,2	•		1600	13	VR9VNr9
	6		•	21,7	•		650	13	VR9VNr10
	7		•	22		•	538	13	VR9VNr11
	8		•	22		•	538	13	VR9VNr12
	9		•	22		•	539	13	VR9VNr13

## 5.7 Versuchsdurchführung der IHU-Versuche (Werkstoff 1.4441)

Der Versuchsablauf dieser Versuchsreihe entspricht dem Vorgehen beim Werkstoff 1.4301, siehe Tabelle 5.8. Während der Versuche zeigte sich, dass eine 45% Aufweitung mit diesem Werkstoff nicht mehr möglich ist. Da bei der 45% Aufweitung kein stabiler Umformprozess erreicht werden konnte, wurde bei den Untersuchungen zusätzlich eine 40% Aufweitung einbezogen, welche die Grenze der Umformung beim Werkstoff 1.4441 darstellt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5.12 zusammengestellt.

Tabelle 5.12: Versuchsübersicht bei Durchströmung mit Wirkmedium (1.4441)

Aufweit- grad	Versuchs- nummer	Umform- temp. [°C]	Aufweitung erfolg- reich?		Kalibrier/ Berst- druck [bar]	maximale Vorschub- kraft [N]	Bez. Halb- zeug	Interne Versuchs- bez.
			ja	nein				
30%	1	20,9	●		600	1000	12	VR11VNr1
	2	20,8	●		650	1000	12	VR11VNr2
	3	20,8	●		650	1000	12	VR11VNr3
	4	20,8	●		900	1000	12	VR11VNr4
	5	20,7	●		900	1000	12	VR11VNr5
	6	21,2	●		1300	1000	12	VR11VNr6
	7	21,3	●		1300	1000	12	VR11VNr7
	8	21,7	●		1600	1000	12	VR11VNr8
	9	22,2	●		1600	1000	12	VR11VNr9
40%	1	23,3	●		1600 5s	990	12	VR190706VNr9
	2	23,4		●	580	990	12	VR190706VNr10
	3	23,4		●	592	990	12	VR190706VNr11
	4	23,6		●	930	980	12	VR190706VNr12
	5	23,6		●	580	980	12	VR190706VNr13
	6	23,2	●		1600	1010	12	VR190706VNr14
	7	23,2		●	738	1010	12	VR190706VNr15
	8	23,2		●	654	1010	12	VR190706VNr16
	9	23		●	600	1020	12	VR190706VNr17
45%	1	21,2		●	580	1000	12	VR12VNr1
	2	21,2	●		650	1020	12	VR12VNr2
	3	21,2		●	576	1020	12	VR12VNr3
	4	21,5		●	576	1040	12	VR12VNr4
	5	21,4		●	580	980	12	VR12VNr5
	6	21,4		●	581	1060	12	VR12VNr6
	7	21,6		●	581	1010	12	VR12VNr7
	8	21,7		●	579	1010	12	VR12VNr8
	9	22		●	584	1020	12	VR12VNr9

## 5.8 Charakterisierung umgeformter Proben

Begleitend zur Versuchsdurchführung wurden die umgeformten Bauteile hinsichtlich ihrer Martensitbildung untersucht. Der weitere Versuchsablauf und die Einstellung der Umformparameter, wie Umformdruck und Vorschubkraft, richteten sich nach den Ergebnissen dieser parallel zum Prozess durchgeführten Untersuchungen. Für die Gefügeuntersuchung wurde das Versuchsbauteil elektrolytisch poliert und anschließend geätzt. Als Elektrolyt wurde die A2-I Lösung und als Ätzmittel die Stammlösung *Beraha I*, bestehend aus Salzsäure und Ammoniumhydrogendiflorid, gemischt mit Kaliumdisulfit, eingesetzt. Die versuchsbegleitende Gefügeuntersuchung wurde mit einem transportablen Lichtmikroskop durchgeführt.

Nach Abschluss der Versuche wird das Gefüge der verformten bzw. belasteten Bauteile im Labor untersucht. Dazu wird die Bauteiloberfläche ebenfalls elektrolytisch poliert und anschließend geätzt. Die Auswertung des Gefüges erfolgt mit einem Mikroskop (Olympus PME-3) und der Software analySIS in 200facher bzw. 500facher Vergrößerung. Dabei wird der Martensitgehalt über eine Software anhand der dunklen Bildpunkte des Gefügebildes



bestimmt. Die Gefügaufnahmen stammen bei allen Untersuchungen aus dem mittleren Bereich der Aufweitzone, siehe Abb. 5.15.

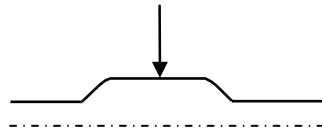


Abb. 5.15: Stelle der Gefügeuntersuchung

Aufgrund der geringen Wandstärken wird das Gefüge ausschließlich an den Oberflächen analysiert und keine Querschliffe durchgeführt. Bei verschiedenen Vorversuchen wurde vorher verifiziert, dass die Gefügezusammensetzung über den Querschnitt gleich verteilt ist und somit die in der Durchführung wesentlich aufwendigeren Querschliffe nicht notwendig sind.

Zur Bestimmung der Festigkeit des Materials in der Umformzone werden zusätzlich Zugversuche durchgeführt. Aufgrund der geringen Abmessung der Aufweitzone und der daraus resultierenden geringen Einspannlänge von 15mm ist eine Einspannung in Längsrichtung mit konventionellen Zugmaschinen nicht möglich. Demzufolge wurden Ringzugversuche für die Ermittlung verwendet, siehe Abb. 5.16. Für diesen Versuch wird ein Teil des Röhrchens aus der Umformzone herausgetrennt und radial bis zum Bruch belastet. Aufgrund der Reibeinflüsse an den Auflageflächen ist diese Versuchsmethode zur Bestimmung der Festigkeit nicht optimal, jedoch die einzige Möglichkeit, eine Aussage über die Festigkeit des Materials mit den zur Verfügung stehenden Mitteln treffen zu können.

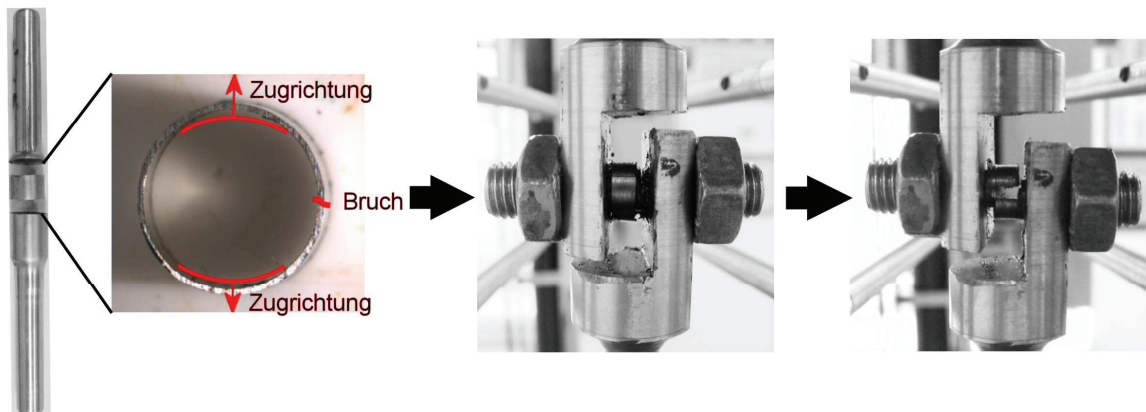


Abb. 5.16: Ringzugversuch

Eine Härteprüfung der umgeformten Bauteile wird nicht durchgeführt. Im Vergleich zu Zugversuchen ist durch eine Härteprüfung nur ein Kennwert ermittelbar, dessen Genauigkeit durch weitere Martensitbildung aufgrund von Verformung in der Härteprüfzone beeinflusst wird.

Zur Auswertung der Maßhaltigkeit der Umformung werden die umgeformten Bauteile mit der Koordinatenmessmaschine vermessen und mit den Abmessungen der Matrizen verglichen.

## **6 Ergebnisse**

### **6.1 Auswertung Werkstoff 1.4301**

#### **Martensitbildung und Umformvermögen in Abhängigkeit von den wirkenden Belastungen**

Für die Untersuchung der Martensitbildung und des Umformvermögens erfolgte eine Aufweitung der Versuchsbauteile zwischen 0 und 50%. Während der Umformung wurden die Bauteile über das turbulent durchströmende Wirkmedium temperiert. Bei der Auswertung wird die Martensitbildung in Abhängigkeit vom steigenden Umformgrad betrachtet. Der Versuchsablauf ist Tabelle 5.8 zu entnehmen.

Bei der Versuchsreihe ohne Aufweitung (0%) wurde das Bauteil durch Innendruck bei unterschiedlicher Vorschubkraft belastet und somit eine spannungsinduzierte Martensitbildung ohne Verformung erreicht.

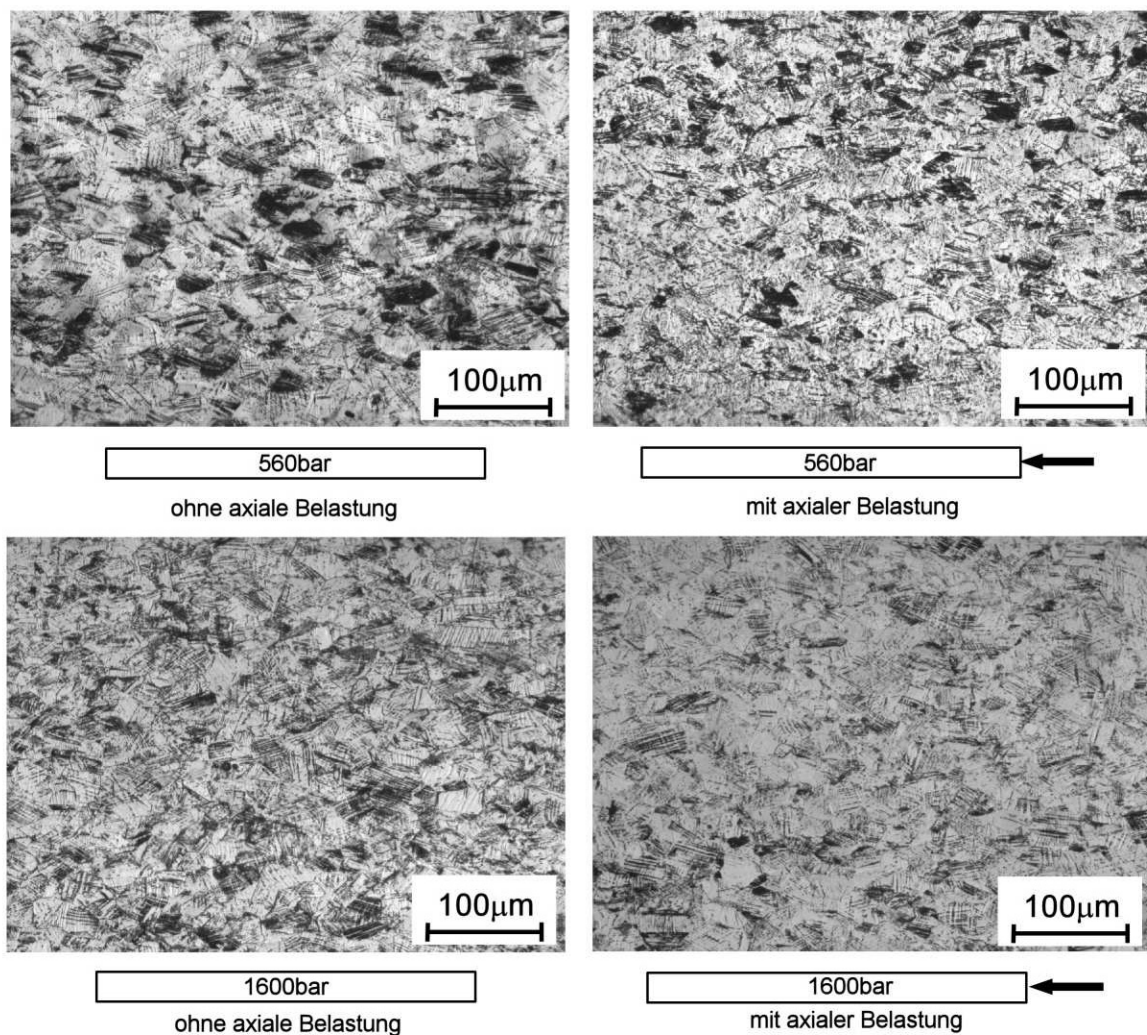


Abb. 6.1: Martensitbildung bei 0% Aufweitung und unterschiedlicher Belastung

In Abb. 6.1 ist das Gefüge des Werkstoffes nach den Versuchen dargestellt. Der Martensitgehalt ist gegenüber dem Ausgangsgefüge (Martensitgehalt 10%), siehe Abb. 5.1, geringfügig angestiegen. Er beträgt bei 560bar Innendruck unabhängig von der Axialbelastung 35% und steigt auch bei einer Erhöhung des Innendruckes auf 1600bar nicht weiter an. Bei einem Innendruck von 1600bar mit 1000N axialer Belastung beträgt der Martensitgehalt 25%. Der Unterschied im Martensitgehalt zwischen 560 und 1600bar ist auf die Verwendung von verschiedenen Halbzeugen mit unterschiedlichem Ausgangsmartensitgehalt zurückzuführen. Grundsätzlich zeigt diese Untersuchung einen steigenden Martensitgehalt aufgrund der Druckbelastung gegenüber dem des Ausgangsmaterials. Die gebildete Martensitmenge ist allerdings unabhängig von der Axialbelastung. Entsprechend der theoretischen Betrachtung der Phasenumwandlung, siehe Kapitel 2.1.2, kann durch die Versuche ohne Verformung eine

spannungsinduzierte Umwandlung vom Austenit zum Martensit durch eine Innendruckbelastung nachgewiesen werden. Es ist nicht auszuschließen, dass der Martensitgehalt bei einer Drucksteigerung auf über 1600bar noch weiter ansteigt. Eine solche Steigerung der Martensitmenge spielt jedoch für eine wirtschaftliche Nutzung aufgrund des damit verbundenen hohen technischen Aufwands keine Rolle.

Bei der 30% Aufweitung wurde das Gefüge mit unterschiedlichen Kalibrierdruckstufen belastet, vgl. Tabelle 5.8. In Abb. 6.2 sind Gefügebilder bei unterschiedlichen Kalibrierdrücken abgebildet. Das Gefüge weist mit zunehmendem Kalibrierdruck mehr Martensit auf, vgl. Abb. 6.2 und Abb. 6.3. Nach der Umformung besitzt das Gefüge ein gewisses Restumwandlungspotential, wodurch bei weiterer Belastung des Bauteils der Martensitanteil weiter ansteigt. Der Grund ist die Bildung von  $\varepsilon$ -Martensitkeimen während der ersten Verformung, siehe auch Kapitel 2.1.2, die sich bei weiterer Belastung in  $\alpha'$ -Martensit umwandeln. Für die nachträgliche Belastung wurde das Material der Umformstelle durch den in Kapitel 5.8 beschriebenen Ringzugversuch weiter verformt und anschließend untersucht.

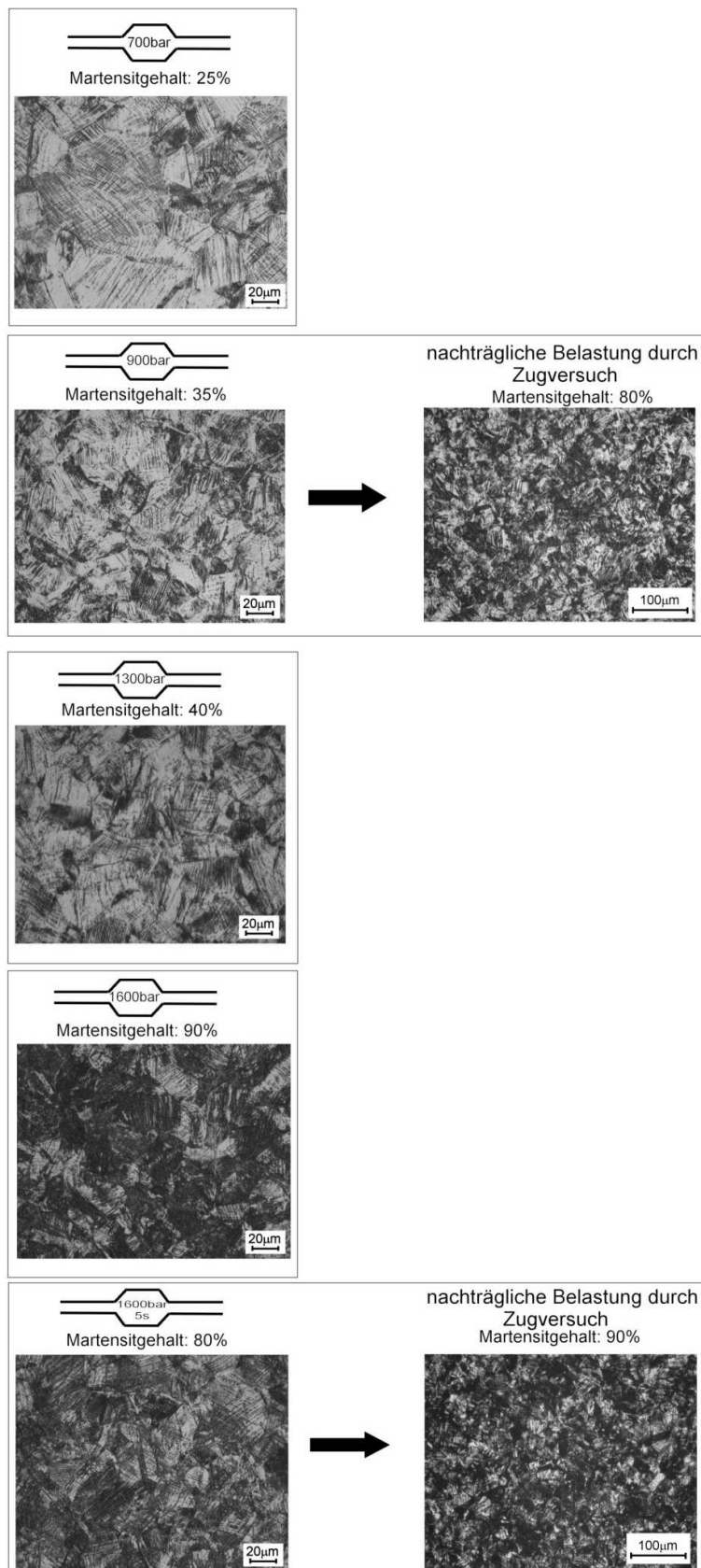


Abb. 6.2: Martensitbildung bei 30% Aufweitung

Die Festigkeit des umgeformten Materials wurde ebenfalls über den Ringzugversuch ermittelt. Dazu wurde die 0,2% Dehngrenze der unterschiedlich druckbelasteten Bauteile bestimmt. Die aus den Ringzugversuchen ermittelten Kennwerte sind in Tabelle 6.1 zusammengefasst und in Abb. 6.3 dargestellt. Gegenüber der 0,2% Dehngrenze des Ausgangsmaterials ( $R_{p0,2}=710\text{N/mm}^2$ ) konnte die der verformten Bauteile zwischen 26 und 35% gesteigert werden (vgl.  $R_{p0,2}$  in Tabelle 6.1). Die Zugfestigkeit  $R_m$  erhöhte sich durch die Verformung zwischen 10 und 15% ( $R_{m\text{ unverformt}}=869\text{N/mm}^2$ ;  $R_{m\text{ verformt}}$  in Tabelle 6.1). Die Höhe des Kalibrierdruckes hat auf die ermittelten Festigkeitswerte keinen nennenswerten Einfluss bzw. er konnte mit dem verwendeten Prüfverfahren nicht ermittelt werden.

Tabelle 6.1: ermittelte Kennwerte aus den Ringzugversuchen (nach 30% Aufweitung)

Kalibrierdruck [bar]	580	700	900	1100	1300	1600	1600 5s
Versuchs- nummer lt. Tabelle	3	6	8	12	14	16	21
$R_{p0,2}$ [N/mm <sup>2</sup> ]	966	900	961	901	973	973	896
$R_m$ [N/mm <sup>2</sup> ]	970	998	967	967	980	984	954

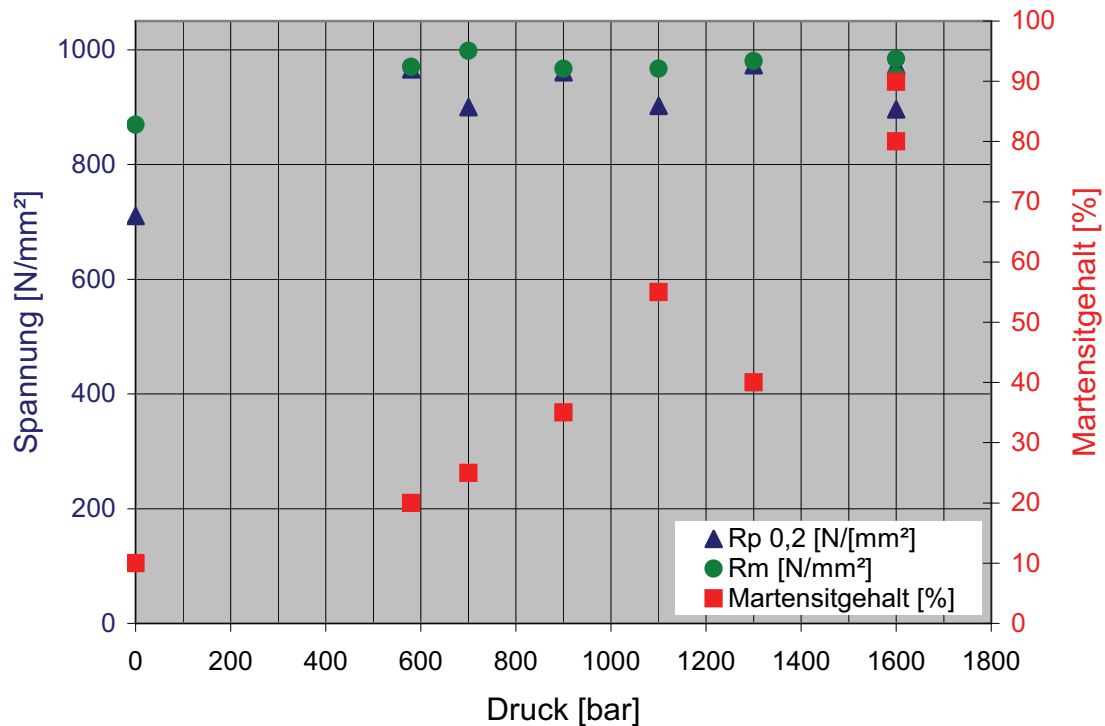


Abb. 6.3: Festigkeiten nach der 30% Aufweitung

Aufgrund von Reibeinflüssen beim Ringzugversuch treten bei der Bestimmung der 0,2% Dehngrenze Sprünge im Spannungsverlauf auf. Aus diesem Grund ist die ermittelte Festigkeit eher qualitativ zu betrachten. In den nachfolgenden Versuchsreihen wird daher der Martensitgehalt indirekt mit der Höhe der Festigkeit verbunden. Für quantitative Aussagen über den Festigkeitszuwachs wird hier auf die durchgeführten Vorversuche verwiesen[51, 52].

Die Versuchsdurchführung der 45% Aufweitung ist identisch zu dem Versuchsablauf der 30% Aufweitung, vgl. Tabelle 5.8. Aufgrund der größeren Verformung wurde im niederen Druckbereich bei 560 und 900bar deutlich mehr dehnungsinduzierter Martensit gebildet als im Vergleich zur 30% Aufweitung, vgl. Abb. 6.2 und Abb. 6.4.



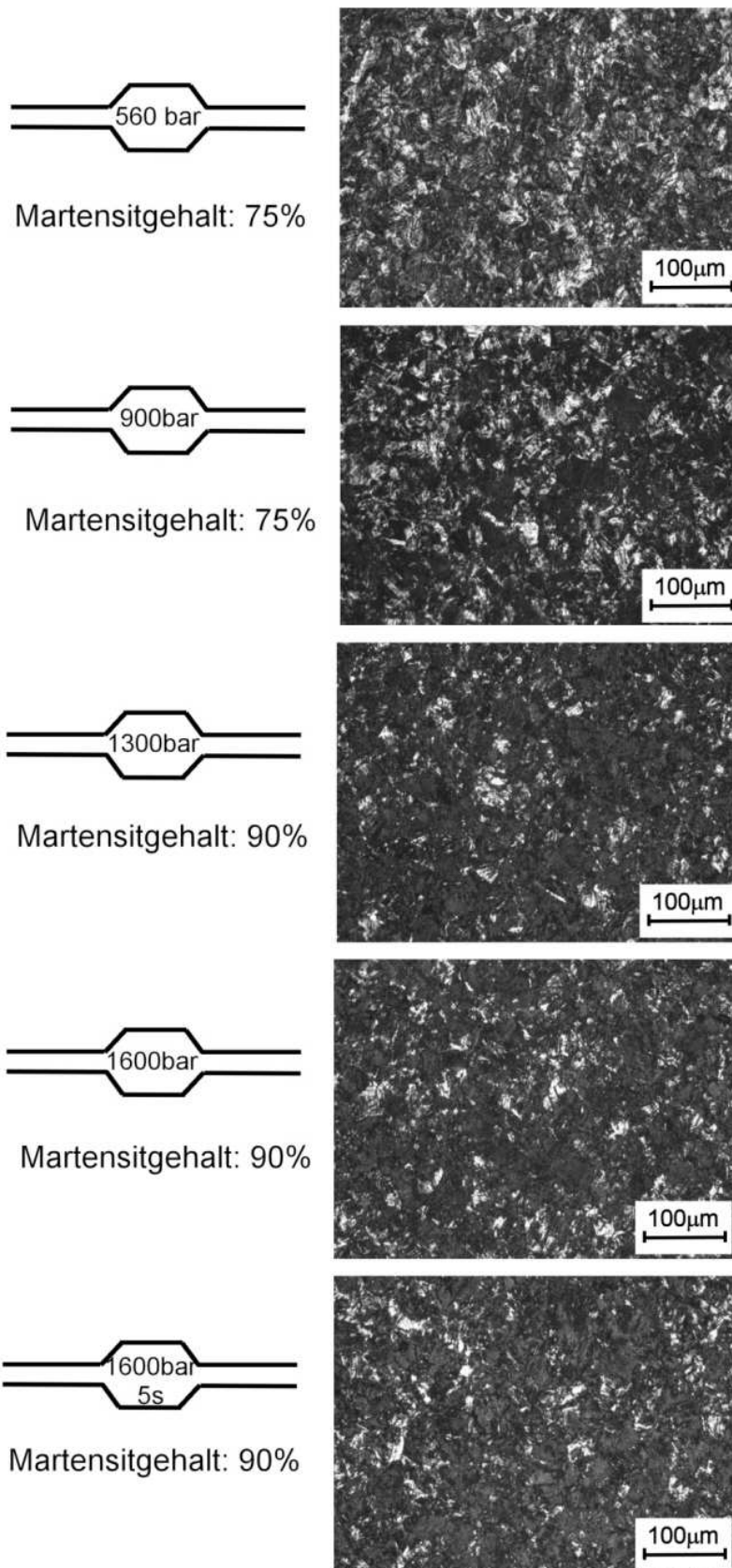


Abb. 6.4: Martensitbildung bei 45% Aufweitung

Bei einer Kalibrierdrucksteigerung auf 1300bar erhöhte sich der Martensitgehalt auf 90%. Allerdings ist bei diesem Wert eine Sättigung erreicht, denn zwischen 1300 und 1600bar ist kein Unterschied mehr bei der Martensitmenge festzustellen. Nach der Auswertung der 30 und 40% Aufweitung kann davon ausgegangen werden, dass die Haltedauer des Kalibrierdruckes keinen nennenswerten Einfluss auf den Martensitanteil im Gefüge hat.

Die 50% Aufweitung stellt bei den Untersuchungen das maximal erreichbare Umformvermögen dar. Erfolgreich durchgeführte Versuche waren stark von dem Halbzeug abhängig. In 33 durchgeführten Versuchen konnten lediglich 10 Röhrchen erfolgreich aufgeweitet werden. Von diesen 10 stammen 8 Versuchsbauteile aus einem Halbzeug, d.h. sie haben die gleiche chemische Zusammensetzung und identische Abweichungen der Abmessungen. Bei einigen Halbzeugen war trotz umfangreicher Variation der Umformparameter keine erfolgreiche Aufweitung möglich. Durch ein Herabsetzen der Umformgeschwindigkeit gegenüber den vorangegangenen Versuchsreihen konnte der Umformprozess verbessert und damit die Anzahl der fehlgeschlagenen Aufweitungen verringert werden. Dazu wurde die Druckanstiegsgeschwindigkeit im Vergleich zur 45% Aufweitung während der Umformphase von ca. 4,5bar/s auf ca. 3bar/s herabgesetzt.

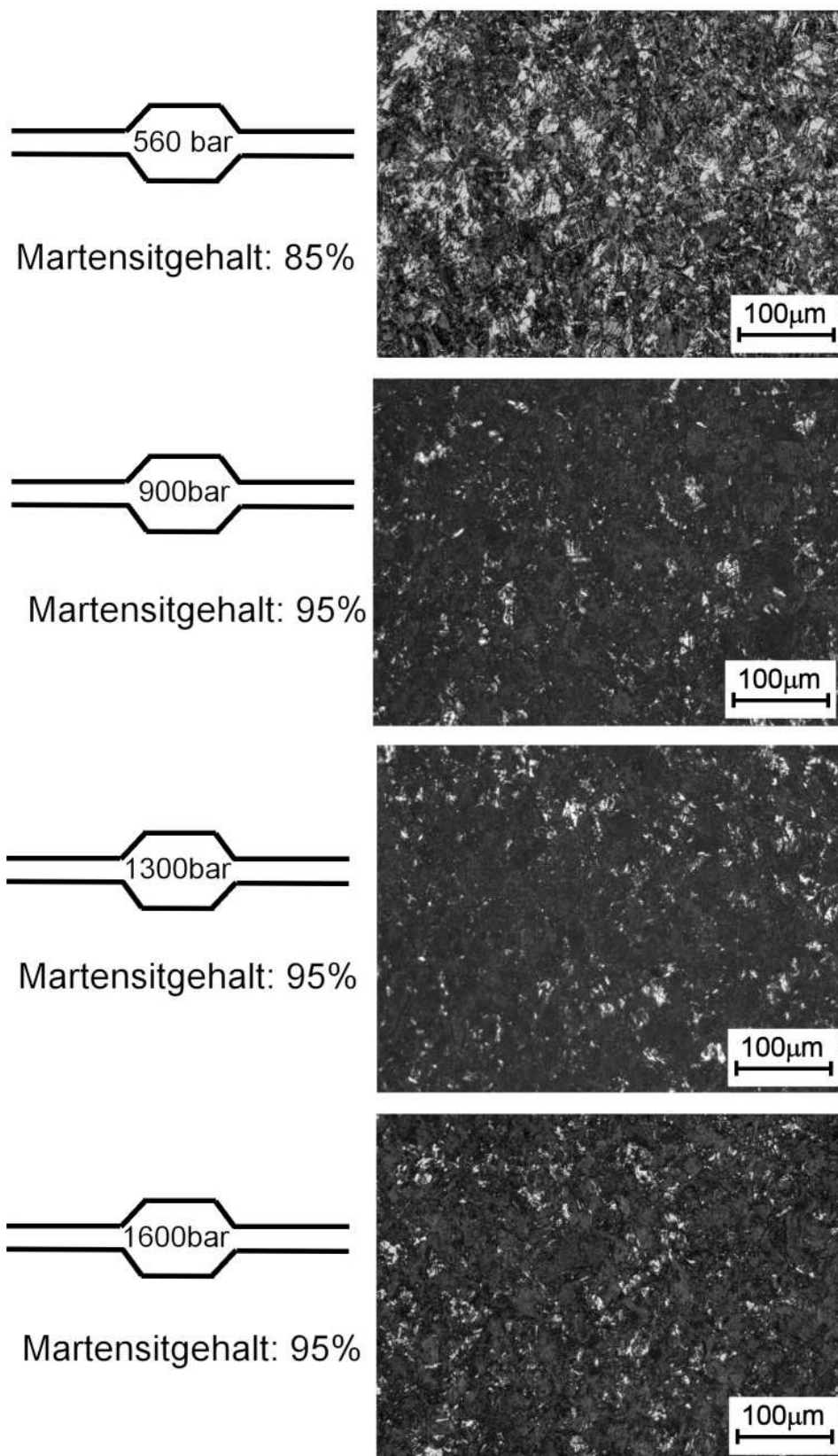


Abb. 6.5: Martensitbildung bei 50% Aufweitung

Im Vergleich zur 45% Aufweitung ist erkennbar, dass schon bei 900bar Kalibrierdruck ein Martensitanteil von 95% vorliegt. Bei der 45% Aufweitung ist erst bei 1300bar ein Wert von 90% erreicht, vgl. Abb. 6.4 und Abb. 6.5. Der Grund dafür ist der höhere Aufweitgrad und die dadurch gesteigerte dehnungsinduzierte Martensitbildung. Auch bei dieser Versuchsreihe ist erkennbar, dass sich der Martensitanteil ab einem bestimmten Wert durch eine Drucksteigerung nicht weiter erhöhen lässt.

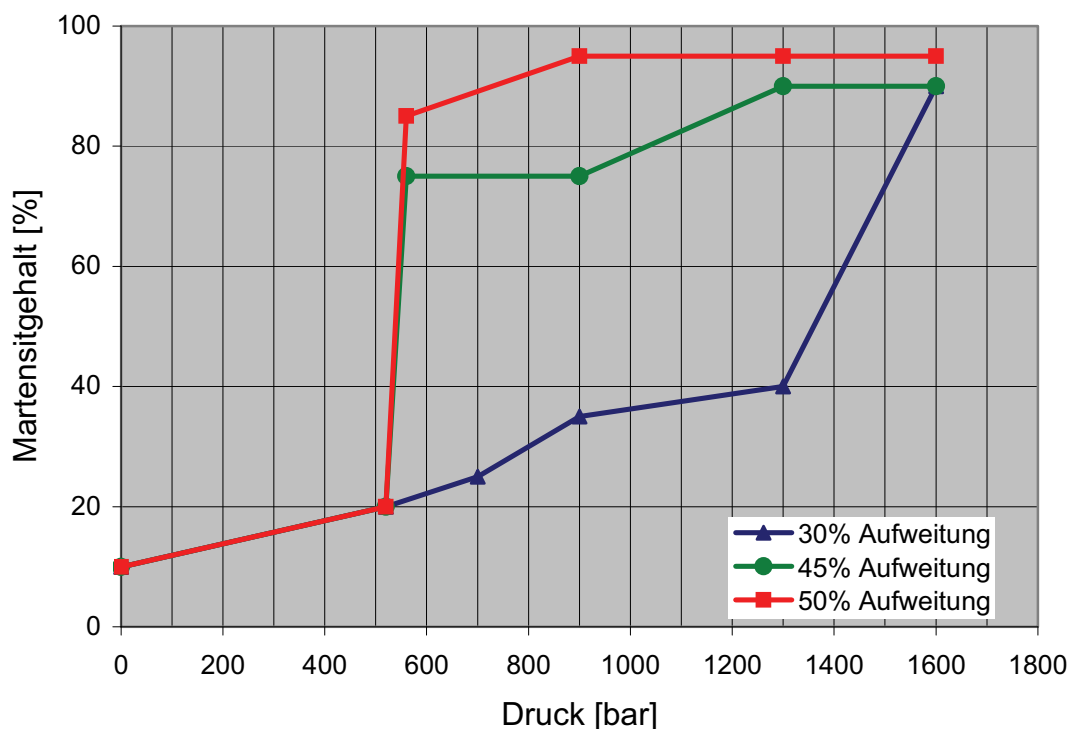


Abb. 6.6: Martensitgehalt in Abhängigkeit vom Umformgrad und Kalibrierdruck

Zusammenfassend sind in Abb. 6.6 die Ergebnisse der Versuche dargestellt, bei welchen die Bauteile über das Wirkmedium bei der optimalen Umformtemperatur von  $22,5 \pm 2^\circ\text{C}$  aufgeweitet wurden. Der Martensitgehalt steigt durch die dehnungsinduzierte Martensitbildung aufgrund einsetzender Verformung bei ca. 530bar an. Abhängig vom Umformgrad wird eine Sättigung des Martensitanteils von ca. 90-95% bei unterschiedlichen Kalibrierdrücken erreicht. Die Höhe des Martensitgehaltes ist dabei kristallographisch begrenzt und lässt sich auch durch eine weitere Drucksteigerung bzw. längere Haltedauer des Innendruckes nicht weiter steigern.

### Einfluss der Temperierung auf das Umformergebnis

Für die Auswirkung der Umformtemperatur auf die Martensitbildung und die Umwandlungsplastizität wurden Martensitgehalt bzw. erreichbarer Umformgrad in Abhängigkeit von der Menge des durchströmenden Wirkmediums und bei unterschiedlichen Umformtemperaturen untersucht. Die Abb. 6.7 zeigt Gefügebilder von erfolgreich umgeformten Röhren mit bzw. ohne durchströmendes Medium. Die Versuchsdurchführung ist der Tabelle 5.9 zu entnehmen.

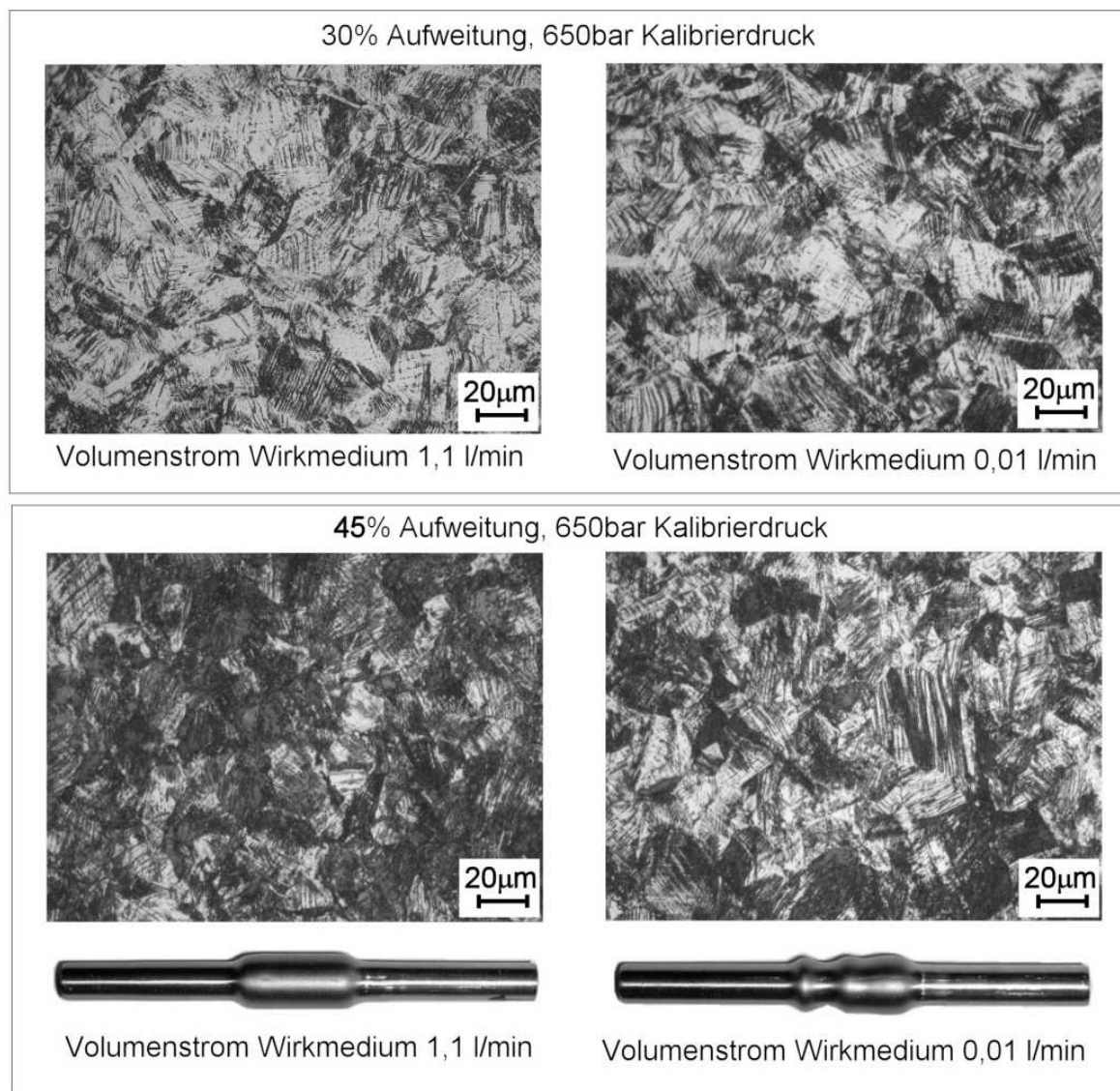


Abb. 6.7: Auswirkung des Volumenstroms des Wirkmediums auf die Martensitbildung

Wird der Martensitanteil bei der 30 bzw. 45% Aufweitung mit durchströmendem Wirkmedium (30% Martensit bei 30%Aufweitung bzw. 75% Martensit bei 45% Aufweitung; Abb. 6.7

links) mit der Aufweitung ohne Durchströmung (40% Martensit bei 30% Aufweitung bzw. 60% Martensit bei 45% Aufweitung; Abb. 6.7 rechts) verglichen, ist lediglich die geringere Martensitbildung der 45% Aufweitung ohne Durchströmung mit dem Wirkmedium erkennbar. Dieser Unterschied ist jedoch nicht so signifikant, dass eine eindeutige Schlussfolgerung über die Abhängigkeit der Martensitbildung vom Volumenstrom des Wirkmediums daraus abgeleitet werden kann.

Während im Umformvermögen der 30% Aufweitung ohne durchströmendes Wirkmedium kein Unterschied zu dem der 30% Aufweitung mit durchströmendem Wirkmedium feststellbar ist, verläuft der Umformprozess bei der 45% Aufweitung ohne durchströmendes Wirkmedium fast ausschließlich negativ, vgl. Tabelle 5.9. Folglich besteht ein Zusammenhang zwischen erreichbarem Aufweitgrad und Volumenstrom des Wirkmediums. In Abb. 6.7 unten sind die bei identischen Umformparametern umgeformten Röhrchen abgebildet, die aus der 45% Aufweitung mit bzw. ohne durchströmendes Wirkmedium resultierten. Bei den aus Versuch 4 (links) und 5 (rechts), vgl. Tabelle 5.9, stammenden Versuchsbauteilen ist deutlich der verringerte Umformgrad des Röhrchens ohne Durchströmung zu erkennen. Der Volumenstrom des Wirkmediums verbessert demzufolge die Temperierung, begünstigt die Phasenumwandlung und die Umwandlungsplastizität und steigert das Umformvermögen. Gestützt wird diese Aussage durch die in Abb. 6.8 dargestellten Temperaturverläufe der 30% Aufweitung mit bzw. ohne Durchströmung. Da sich die Temperaturmessstelle am Röhrchen aus fertigungstechnischen Gründen nicht direkt an der Umformstelle befindet, kann davon ausgegangen werden, dass die während der Aufweitung entstehende Erwärmung des Röhrchens um ein Vielfaches höher ist, als die in Abb. 6.8 rot dargestellte.

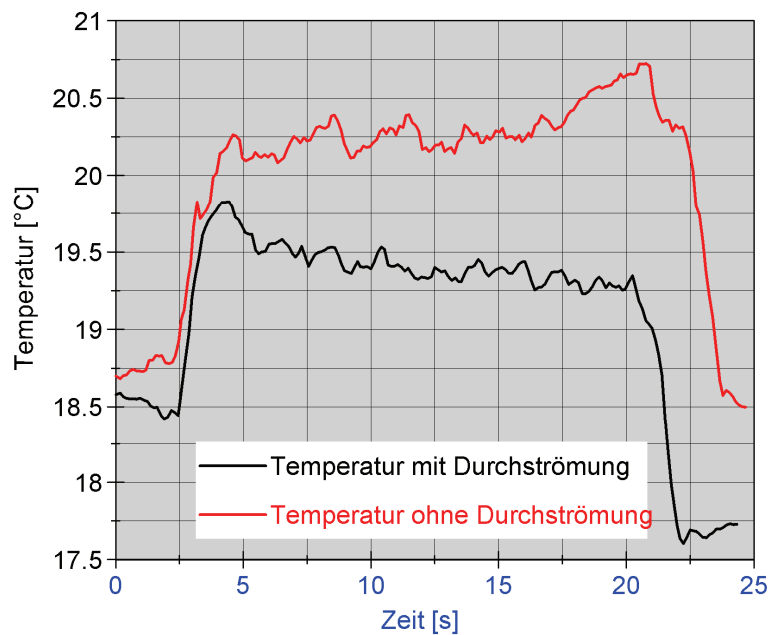


Abb. 6.8: Temperaturverlauf am Röhrchen bei der 30% Aufweitung mit bzw. ohne Durchströmung

Neben der Aufweitung mit und ohne Volumenstrom wurden der erreichbare Aufweitgrad und die Martensitbildung bei unterschiedlichen Umformtemperaturen untersucht. Dazu wurden Röhrchen aus einem Halbzeug mit identischen Umformparametern bei verschiedenen Temperaturen umgeformt. In Abb. 6.9 sind die Gefüge der bei unterschiedlichen Wirkmedientemperaturen umgeformten Röhrchen dargestellt. Auffällig ist, dass bei 30% Aufweitung und niedriger Wirkmedientemperatur (7°C oben links) mehr Martensit gebildet wurde als bei höheren Temperaturen, was dadurch begründet ist, dass der niedrigere Temperaturbereich näher am Existenzgebiet der Martensitbildung liegt. Die erhöhte Martensitbildung im niedrigen Temperaturbereich deckt sich mit den Aussagen von *Angel*, siehe Kapitel 2.1.2. Ein im Vergleich zur optimalen Umformtemperatur verändertes Umformvermögen ist nur bei der 45% Aufweitung zu erkennen, siehe Abb. 6.9 unten. Es sind die Versuche 10, 4 und 7 (von links nach rechts), vgl. Tabelle 5.10, dargestellt. Der 650bar Kalibrierdruck wurde lediglich von der mittleren Probe erreicht. Bei den Versuchen mit hoher bzw. niedriger Umformtemperatur trat während der Umformung stets Bauteilversagen auf.

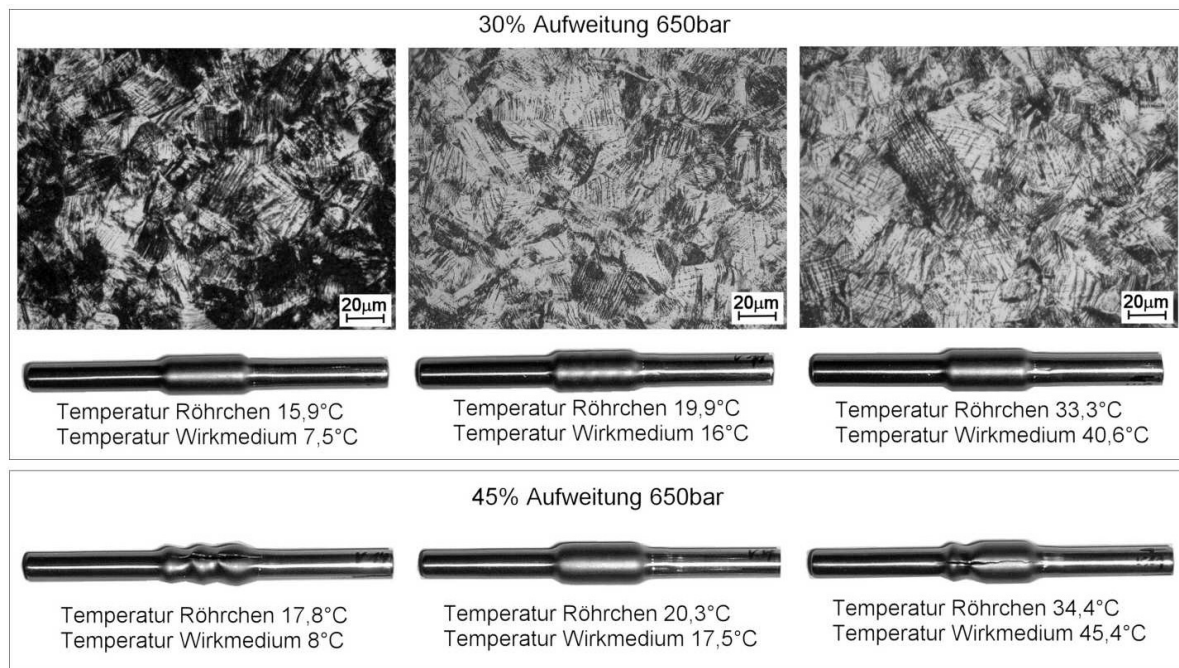


Abb. 6.9: Auswirkung unterschiedlicher Umformtemperaturen auf die Martensitbildung und das Umformvermögen

Eine weitere Auffälligkeit ist, dass die Umformung bei gleich bleibenden Umformparametern mit zunehmender Umformtemperatur schneller abläuft, d.h. bei gleicher Vorschubkraft und gleichem Innendruck läuft die Umformung mit steigender Prozesstemperatur schneller ab. In Abb. 6.10 ist dieser Zusammenhang bei vier Versuchen mit jeweils unterschiedlicher Prozesstemperatur dargestellt. Der Grund dafür ist die verringerte Martensitbildung während der Umformung bei höherer Umformtemperatur und die damit geringere Verfestigung des umzuformenden Materials. Die optimale Umformtemperatur in Hinblick auf die maximale Verformung liegt unabhängig davon bei 22,5°C.



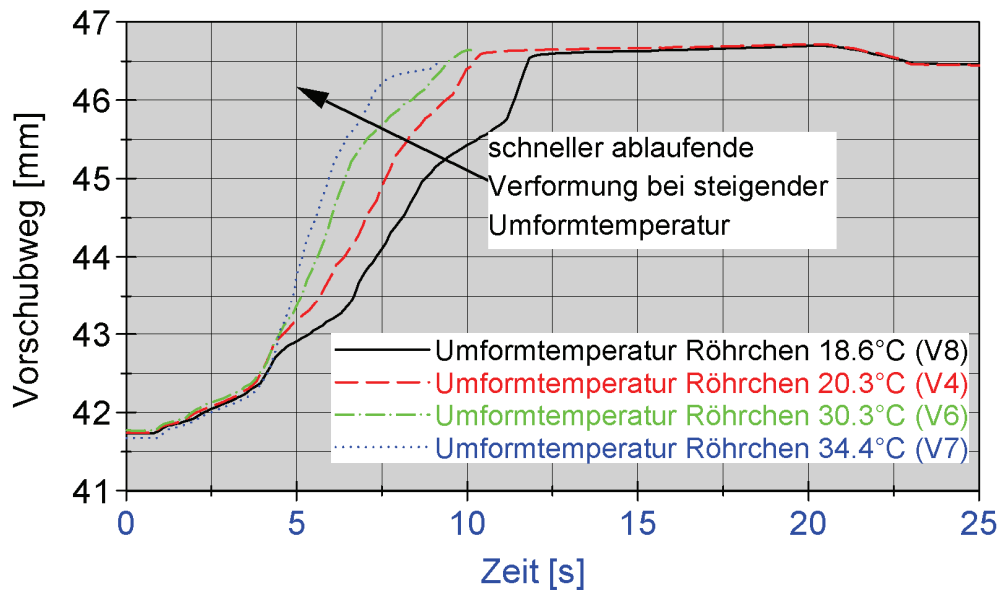


Abb. 6.10: Vorschubwegverlauf in Abhängigkeit von der Umformtemperatur bei 45% Aufweitung (Versuchsnummer vgl. Tabelle 5.10)

### Weitere Einflüsse auf die Umformung

Bei den durchgeführten Versuchen mit dem Werkstoff 1.4301 wurde mit Hilfe der Markierung der Röhrchen vor dem Umformprozess und der Lage der Versagensstellen bei fehlgeschlagenen Aufweitungen ein Zusammenhang zwischen Schweißnahtposition und Rissstelle erkannt. Diese trat ausgehend von der Markierung stets an der gleichen Stelle auf. Nach dem Ätzen der Rissstelle wurde die Schweißnaht sichtbar, siehe Abb. 6.11.

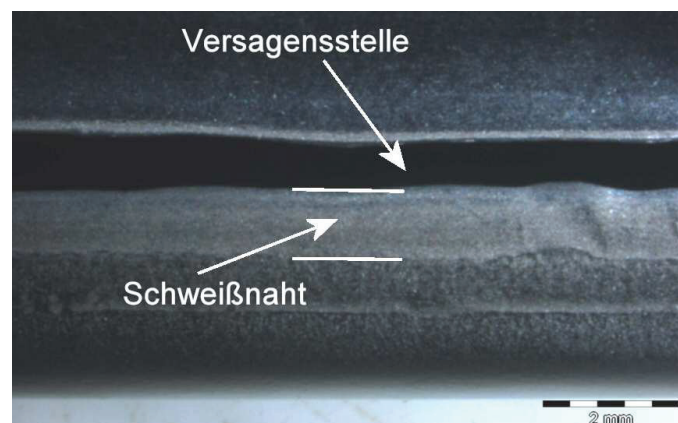


Abb. 6.11: Schweißnahtposition an der Versagensstelle

Der Riss trat stets neben der Schweißnaht auf, da durch den Temperatureinfluss beim Schweißen das Material an dieser Stelle geschwächt wird. Damit treffen die Aussagen von *Hilscher*, siehe Kapitel 2.3.2, auch bei den im Rahmen der Arbeit durchgeführten Versuchen zu.

Weiterhin wurde der Einfluss der Schmierung auf den Umformprozess untersucht, vgl. Tabelle 5.11. Als Schmiermittel wurde bei allen Versuchen *Renoform MBO 2755* eingesetzt, ein speziell für das Innenhochdruckumformen entwickeltes Schmiermittel, welches in mit Wasser gemischter Form auch als Wirkmedium genutzt wird. Für die Versuche wurde die Umformzone sowie das Röhrchen mit dem zähflüssigen Schmiermittel benetzt. Im Vergleich dazu wurde untersucht, ob eine erfolgreiche Umformung auch mit wenig Schmiermittel möglich ist, da aufgrund von Leckverlusten im Bereich der Dichtungen eine geringfügige Schmierung durch das Wirkmedium vorhanden ist. Nach den in Abb. 6.12 dargestellten Vorschubwegen läuft bei der 30% Aufweitung die Umformung ohne Schmierung (rot) geringfügig langsamer ab als mit Schmierung. Alle Versuche mit 30% Aufweitung verliefen unabhängig von der Schmierung positiv, siehe Tabelle 5.11.

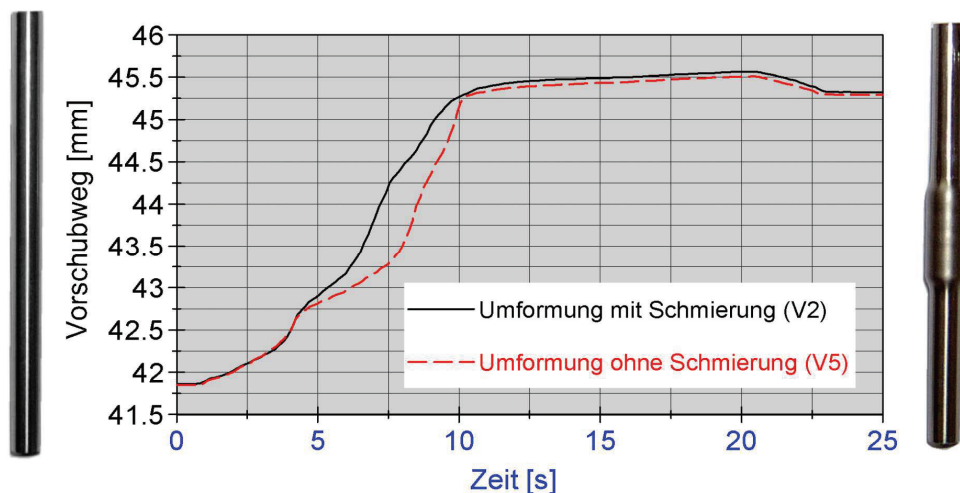


Abb. 6.12: Vorschubwegverlauf mit bzw. ohne Schmierung bei 30% Aufweitung

Der Vorschubwegverlauf bei 45% Aufweitung, siehe Abb. 6.13, ist mit bzw. ohne Schmierung nahezu identisch. Dennoch verlief die Aufweitung in den meisten Fällen, vgl. Tabelle 5.11, nicht erfolgreich. Die Aufweitung war vorwiegend unvollständig, wie in Abb. 6.13 rechts. Der Grund ist die erhöhte Reibung durch mangelnde Schmierung in der Umformzone, deshalb kann ab einem gewissen Punkt der Aufweitung kein Material mehr in den Umformbereich nachfließen, was zum Bauteilversagen führt. Auf der rechten Seite in Abb. 6.13 ist ein Röhr-

chen nach Bauteilversagen (Riss hier nicht sichtbar) abgebildet. Im oberen Bereich der Umformstelle ist es nur unvollständig aufgeweitet. Der Pfeil markiert die Vorschubseite.

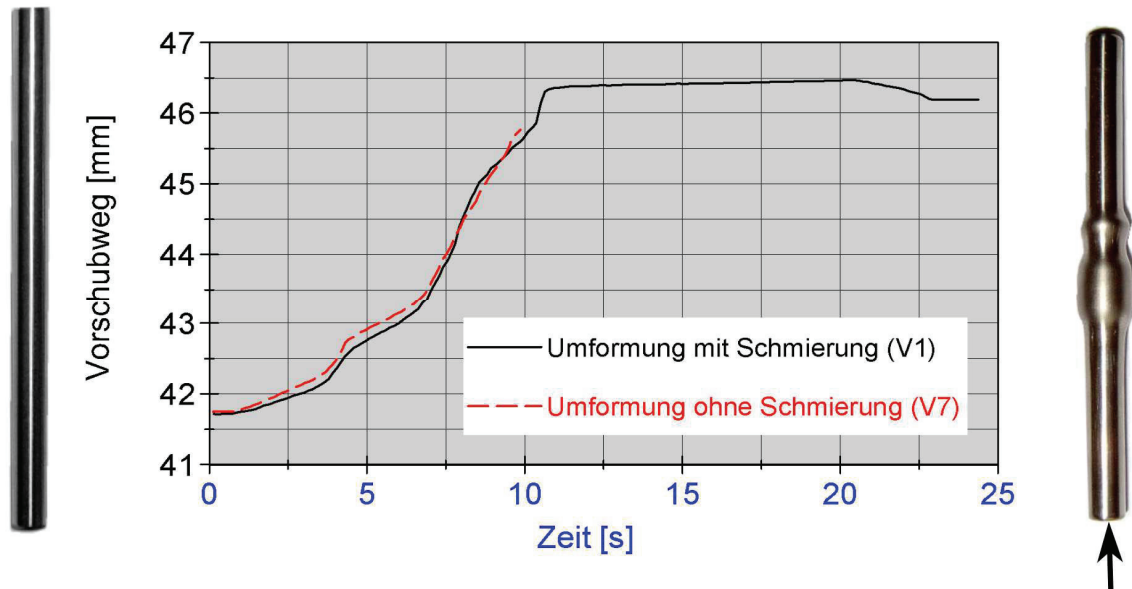


Abb. 6.13: Vorschubwegverlauf mit bzw. ohne Schmierung bei 45% Aufweitung

## 6.2 Auswertung Werkstoff 1.4441 im Vergleich zum Werkstoff 1.4301

Bei den Versuchen bestätigte sich das weniger streuende Umformverhalten des 1.4441 im Vergleich zu dem des 1.4301, siehe Tabelle 5.12. Besonders wird dies beim Vorschubwegverlauf der in Abb. 6.14 dargestellten Versuche deutlich, die jeweils bei gleichen Umformparametern durchgeführt wurden. Das nahezu gleich bleibende Umformverhalten des Werkstoffes 1.4441 ist darauf zurückzuführen, dass das Gefüge dieses Materials bei der Umformung stabil ist und im Gegensatz zum 1.4301 keine Phasenumwandlung durchläuft.

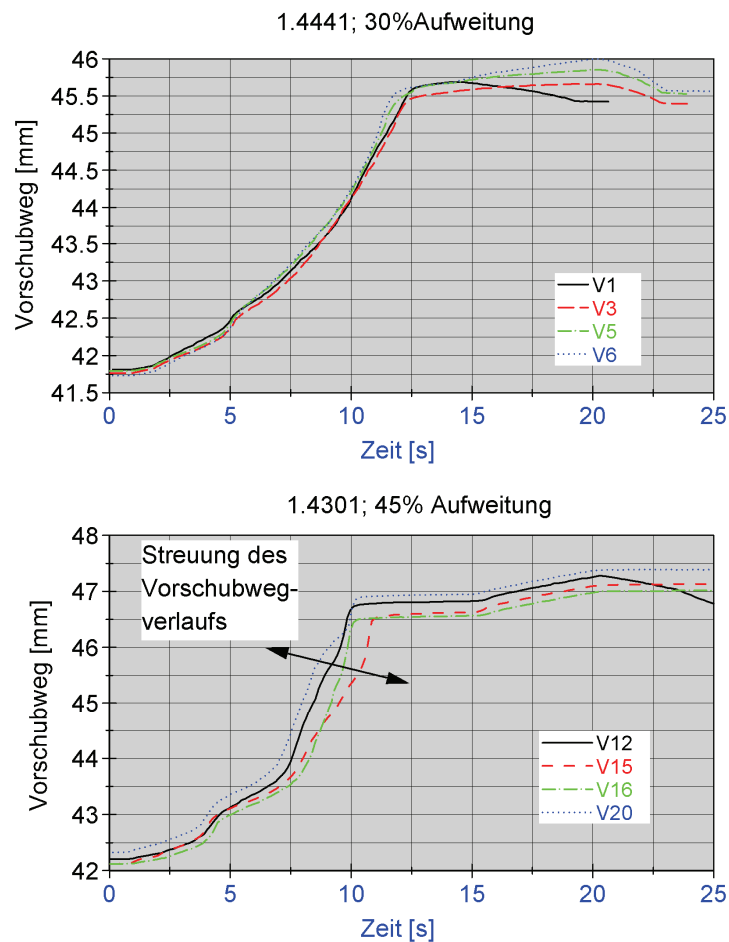


Abb. 6.14: Vorschubwegverlauf 1.4441 im Vergleich zum 1.4301

Beim Umformen des Werkstoffes 1.4441 kommt es zu keiner Martensitbildung, vgl. Kapitel 5.1, weshalb sich die Festigkeit des Werkstoffes während der Umformung nicht so stark verändert, wie beim Umformen des 1.4301 mit Martensitbildung. Allerdings ist somit auch keine Nutzung einer Umwandlungsplastizität möglich. Im direkten Vergleich des Umformvermögens beider Werkstoffe konnte mit dem 1.4301 durch die Nutzung der Umwandlungsplastizität 50% Aufweitung beim 1.4441 nur 40% Aufweitung erzielt werden, obwohl die durchschnittliche Wandstärke des Ausgangsmaterials, siehe Tabelle 5.6, mit 0,181 beim 1.4301 gegenüber 0,2mm beim 1.4441 geringer ist und damit weniger Material für die Umformung zur Verfügung stand. Des Weiteren gibt es beim 1.4441 im Gegensatz zum 1.4301 auch keine Einflusszone einer Schweißnaht. Es gelang zwar eine erfolgreiche Aufweitung des 1.4441 mit 45%, siehe Tabelle 5.12, allerdings konnte selbst durch gezielte Parametervariation kein stabiler Umformprozess erreicht werden. Aus diesem Grund wurde die 40% Aufweitung als Grenzbereich der erreichbaren Umformbarkeit angesehen.

In Abb. 6.15 ist das Gefüge des einzigen Röhrchens dargestellt, welches auf 45% aufgeweitet werden konnte. Wie in der Vorbetrachtung erwartet, siehe Tabelle 5.5, wurde kein bzw. nur eine geringe Menge an Martensit gebildet. Im Gegensatz zum verformten Gefüge des 1.4301 tritt hier eine Zwillingsbildung auf, zu erkennen an der lamellenartigen Verformung der Körner. Bei diesem Verformungsmechanismus klappt ein Kristallteil unter Wirkung von Spannungen längs einer Zwillingssebene spiegelsymmetrisch zu dem restlichen Kristall um [60].

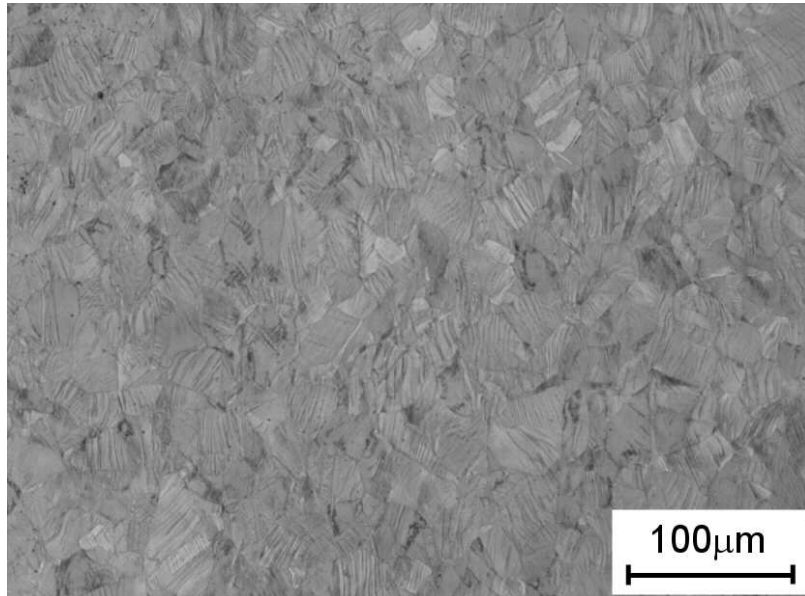


Abb. 6.15: Gefüge des Werkstoffes 1.4441 bei 45% Aufweitung

### 6.3 Maßhaltigkeit der umgeformten Bauteile

Mit der Vermessung der Bauteile kann eine erste Einschätzung über die erzielbare Genauigkeit bei der Fertigung von innenhochdruckumgeformten Miniaturbauteilen gegeben werden. Diese Genauigkeit kann durch engere Fertigungstoleranzen und günstigere Fertigungsverfahren bei der Herstellung der Umformeinsätze verbessert werden. Die Messergebnisse zeigen die Rückfederung des Materials nach der Umformung, welche bei der Fertigung von Formeinsätzen zukünftig durch ein Übermaß berücksichtigt werden muss. In Abb. 6.16 ist das Messergebnis von Röhrchen mit unterschiedlichem Aufweitgrad aus dem Werkstoff 1.4301 dargestellt. Die Konturen des Röhrchens bzw. der Matrize sind zur Verdeutlichung mit 10facher Überhöhung dargestellt.

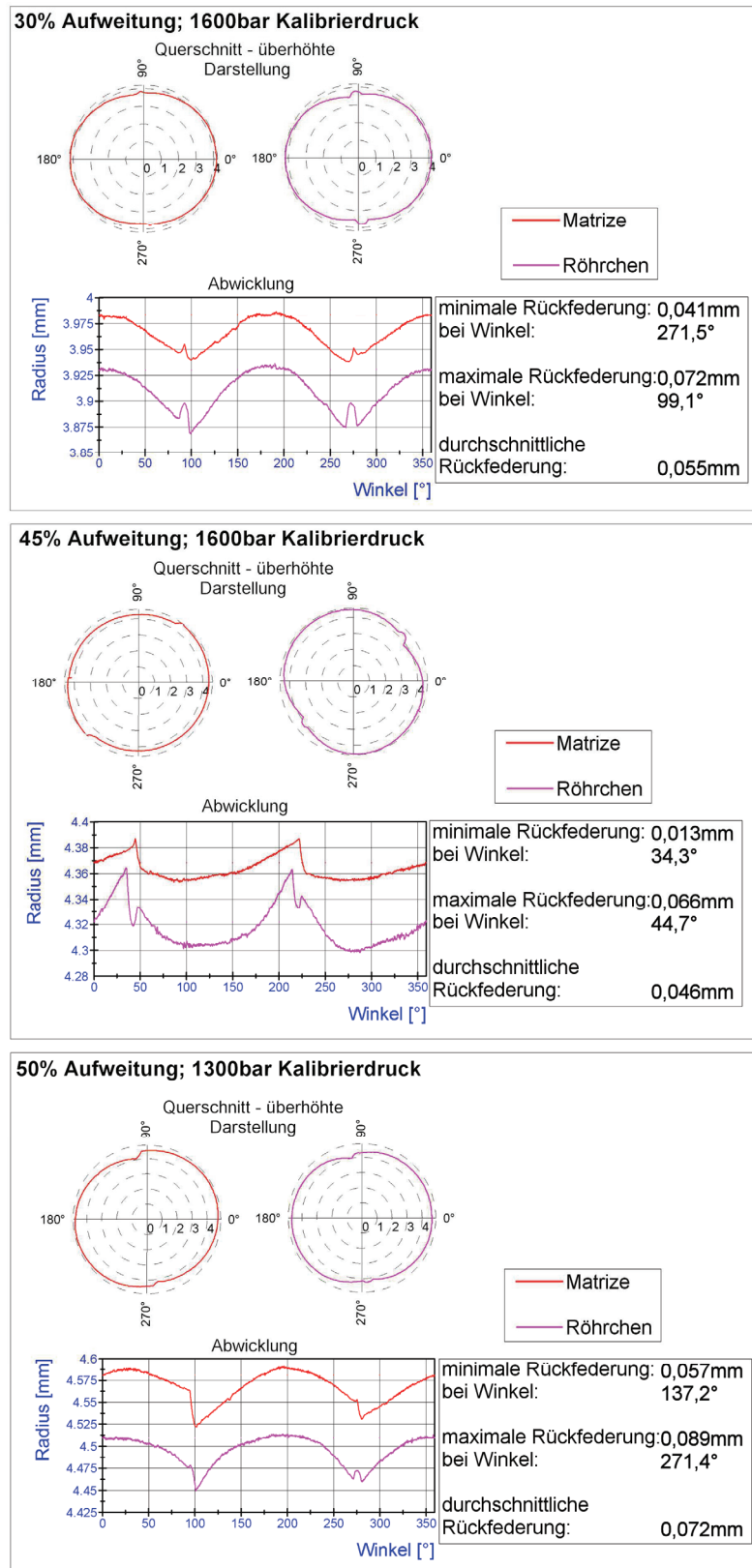


Abb. 6.16: Vermessung der umgeformten Röhrchen (1.4301) im Vergleich mit den Umformeinsätzen

Bei allen umgeformten Bauteilen ist deutlich der Versatz zwischen den Werkzeughälften erkennbar. Es tritt eine Unstetigkeitsstelle in der Abwicklung auf, vgl. Abb. 6.16. In diesem Bereich wurde bei allen Bauteilen auch die minimale bzw. maximale Rückfederung gemessen. Für die Gesamteinschätzung des Rückfederungsverhaltens ist daher die durchschnittliche Rückfederung höher zu gewichten. Sie beträgt bei 30 und 45% Aufweitung mit 1600bar Kalibrierdruck 0,05mm. Bei 1300bar Kalibrierdruck, siehe Abb. 6.16 unten, ist die durchschnittliche Rückfederung mit 0,07mm höher. Demzufolge kann sie durch einen erhöhten Kalibrierdruck verringert werden. Der Umformgrad hat keinen Einfluss auf das Rückfederungsverhalten.

Neben der Rückfederung wurde auch die Wandstärke der Versuchsbauteile nach dem Umformen untersucht. Dafür wurde das Röhrchen in der Aufweitzone durchgetrennt und zwischen der Seite mit und ohne Vorschub unterschieden, siehe Abb. 6.17. Die Maßabweichungen sind hier 5fach überhöht dargestellt.

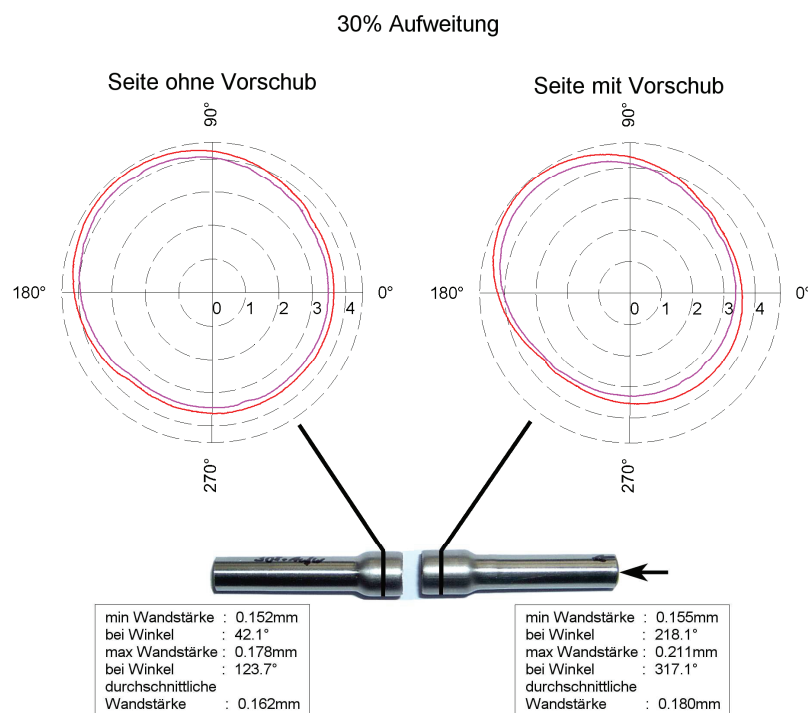


Abb. 6.17: Wandstärke nach 30% Aufweitung

Die Unrundheit des vermessenen Querschnitts in der Abbildung ist zu vernachlässigen, da diese durch den Trennvorgang hervorgerufen worden sein kann. Bei der Seite ohne Vorschub ist die Wandstärke gleichmäßiger. Der Grund dafür kann nicht eindeutig festgestellt werden.

Vermutlich sind die Fertigungsabweichungen der Matrize auf der Seite ohne Vorschub geringer als auf der Vorschubseite. Andererseits ist die durchschnittliche Wandstärke von 0,18mm auf der Seite mit Vorschub größer als auf der anderen Seite ohne Vorschub, wo sie 0,16mm beträgt. Auf der Vorschubseite unterscheidet sie sich nicht von der des Ausgangsröhrchens mit 0,18mm, vgl. Tabelle 5.6, d.h. die Wandstärke sinkt beim Umformen auf der Vorschubseite nicht so stark ab, wie auf der anderen Seite. Aufgrund dessen ist ein Bauteilversagen durch eine Reduzierung der Bauteilwandstärke zuerst auf der Seite ohne Materialvorschub zu erwarten, was auch durch die Versuche bestätigt wird.

#### **6.4 Zusammenfassung, Diskussion der Ergebnisse und Darstellung von Verbesserungsmöglichkeiten**

Mit den Versuchen wurde die Nutzbarkeit einer temperaturgesteuerten Martensitbildung beim Mikroumformen eines handelsüblichen austenitischen Stahls untersucht. Angeregt wurden die Untersuchungen durch IHU-Umformversuche im Makrobereich [1].

Mit einer Versuchseinrichtung für die Untersuchungen im Mikrobereich konnte die Umwandlungsplastizität nachgewiesen werden. Das Umformvermögen und die Martensitbildung sind bei dem untersuchten Werkstoff 1.4301 durch die Temperatur deutlich beeinflussbar. Umso genauer das Umformteil während des Umformprozesses temperiert werden kann, desto besser lässt sich die Umwandlungsplastizität nutzen, d.h. es kann ein höherer Umformgrad erzielt werden. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass die Umwandlungsplastizität gegenüber dem Makrobereich zum Teil gesteigert werden konnte. Während das Plastifizierungsvermögen im Makrobereich um bis zu 75% gegenüber dem Ausgangsmaterial erhöht werden konnte, wurde im Mikrobereich eine Erhöhung von bis zu 115% erreicht, siehe Abb. 5.10. Die Steigerung der Effekte im Mikrobereich ist auf die geringere Anzahl an der Umformung beteiligter Körner zurückzuführen, wodurch die Initiierung der Martensitbildung erleichtert wird [51]. Das Potential einer Nutzung der Umwandlungsplastizität bei gleichzeitiger Festigkeitssteigerung ist nur beim Werkstoff 1.4301 vorhanden. Der Werkstoff 1.4441 besitzt ebenfalls ein hohes Umformvermögen, allerdings ohne Phasenumwandlung bzw. Festigkeitssteigerung.

Mit steigender Belastung des Versuchsbauteils durch Umformdruck bzw. durch Vergrößerung des Aufweitgrades erhöht sich der Martensitgehalt und damit auch die Festigkeit des Materials, siehe Abb. 6.6.



Die Schmierung des Bauteils wirkt sich bei Umformgraden  $>30\%$  positiv auf das Umformvermögen aus. Versuche ohne Schmierung hatten aufgrund der erhöhten Reibung oftmals Materialversagen oder unvollständige Aufweitung zur Folge.

Mit der verwendeten Versuchseinrichtung wurde bei optimaler Prozesstemperierung ein maximaler Aufweitgrad von 50% erzielt. Im Vergleich zu heutigen IHU Verfahren mit maximalen Aufweitgraden von etwa 70% ist auf den ersten Blick keine Steigerung des Umformvermögens erkennbar. Allerdings wurde aus Kostengründen nur ein einseitiger Materialvorschub verwendet. Der hohe Aufweitgrad von 70% wird beim Makro- IHU Verfahren aber durch einen zweiseitigen Vorschub erreicht. Es ist zu erwarten, dass sich durch die Verwendung eines zweiseitigen Materialvorschubes noch eine erhebliche Steigerung des Aufweitgrades erzielen lässt. Das bestätigen auch die Ergebnisse der fehlgeschlagenen Umformversuche, bei welchen die Berststelle stets auf der Seite ohne Materialvorschub lag. Für eine endkonturnahe Fertigung von Bauteilen mit hohem Aufweitgrad ist deshalb der Einsatz eines zweiten Materialvorschubes unabdingbar.

Als Schwierigkeit während der Versuchsdurchführung stellte sich heraus, dass die chemische Zusammensetzung des Materials, insbesondere des 1.4301, einen deutlichen Einfluss auf die optimale Umformtemperatur hat. Für eine erfolgreiche industrielle Nutzung der Umwandlungsplastizität bei diesem Werkstoff ist es deshalb zwingend erforderlich, für jede Werkstoffcharge die optimale Umformtemperatur zu ermitteln. Die im Rahmen der Untersuchungen auftretenden Eigenschaftsschwankungen innerhalb einer Werkstoffbezeichnung waren teilweise so groß, dass chargenübergreifend kein stabiles Prozessfenster für den Umformprozess im ursprünglich ermittelten Temperaturbereich, insbesondere bei großen Aufweitgraden, gefunden werden konnte.

Außerdem ist es für eine weitere Stabilisierung des Umformprozesses vorteilhaft, wenn auch das Umformwerkzeug einschließlich der Matrizen und Werkzeugträger temperiert wird. Entgegen der Annahme, dass eine Temperierung des Werkzeuges nicht notwendig ist, siehe Kapitel 4.2, ist aufgrund des relativ geringen Volumens des durchströmenden Wirkmediums bzw. der großen Masse des Umformwerkzeuges und der damit verbundenen hohen Wärmekapazität nur ein geringer Temperaturbereich zwischen 15 und 30°C abdeckbar. Ein temperiertes Umformwerkzeug erlaubt im Hinblick auf die Temperatur einen wesentlich größeren Einsatzbereich und würde zusätzlich den Temperaturgradienten zwischen Außen- und Innenseite des

Umformbauteils verringern, d.h. die Nutzung der Umformplastizität weiter verbessern. Um die Konstanz der Temperatur des Wirkmediums während des Umformprozesses zu gewährleisten, waren vereinzelt Wartezeiten für das Aufheizen bzw. Abkühlen des Temperiermediums nötig. Um diese Totzeiten zu verringern kann die Menge des Wirkmediums (es wurden ca. 15 Liter genutzt) erhöht werden.

Der Vergleich der Versuche mit und ohne durchströmendes Wirkmedium, siehe Kapitel 5.6, ist nicht optimal, da das Versuchsbauteil auch ohne Durchströmung temperiert wird. Ein besserer Vergleich mit deutlicheren Ergebnissen zwischen temperiertem und nicht temperiertem Umformprozess wäre bei einem Wirkmedium mit sehr geringer Wärmekapazität, wie z.B. Luft möglich. Im Rahmen der Untersuchungen wurde dies aufgrund des erheblichen Mehraufwandes nicht untersucht. Beim Aufbau der Versuchseinrichtung wurde zunächst mit einem anderen Wirkmedium mit niedrigerer Wärmekapazität gearbeitet. Dabei stellte sich heraus, dass die Wärmekapazität des Wirkmediums eine entscheidende Auswirkung auf das Umformvermögen und die Festigkeitssteigerung hat. Eine hohe Wärmekapazität begünstigt demnach die Wirkung der Umwandlungsplastizität. Durch eine kontinuierliche Durchströmung des Versuchsbauteils mit dem Wirkmedium kann die Umwandlungsplastizität weiter gesteigert werden.

Zur Ermittlung der erreichbaren Festigkeiten umgeformter Werkstoffe wurden in der Arbeit nur bedingt aussagefähige Ringzugversuche durchgeführt. Mit Hilfe von Miniaturzugversuchen wäre eine genauere Ermittlung der Festigkeiten möglich. Aufgrund der dazu fehlenden Anlage konnten keine Miniaturzugversuche durchgeführt werden.

Der Aufbau des Versuchsstandes, insbesondere die Hochdruckhydraulik, kann im Hinblick auf die Störanfälligkeit noch weiter verbessert werden. Speziell die Ventile des Common-Rail-Systems arbeiteten aufgrund der teilweise starken Verschmutzung des Wirkmediums des öfteren nicht mehr einwandfrei. An dieser Stelle müssen die bereits getroffenen Maßnahmen zur Filterung des Systems weiter verbessert werden.

## **7 Anwendungsbeispiele zum wirkmedienbasierten Umformverfahren**

Das im Rahmen der Arbeit neu entwickelte Verfahren ist besonders für kleine Umformteile geeignet. In diesem Abschnitt werden drei unterschiedliche Bauteile vorgestellt, bei welchen das neue Verfahren eingesetzt werden kann.

### **7.1 Herstellung von Metallbälgen**

Eine Möglichkeit für die Nutzung des IHU-Verfahrens verbunden mit der Ausnutzung der Umwandlungsplastizität ist die Herstellung von Metallbälgen. Metallbälge sind flexible, elastisch federnde und druckdichte Bauelemente, welche vorwiegend als Teile von Abdichtelementen, Kupplungen, Schwingungsdämpfer oder als Kompensator für Wärmedehnungen im Rohrleitungsbau eingesetzt werden [61].



Abb. 7.1: Metallbalg der Firma Witzenmann [61]

Bisher werden die Metallbälge unter anderem auch über ein IHU Verfahren hergestellt [61], jedoch ohne die Nutzung von Umwandlungsplastizität. Demzufolge müssen für die Bälge mit kleinen Abmessungen (4-6mm Durchmesser) hochwertige, feinkörnige Stähle eingesetzt werden. Der handelsübliche kostengünstige austenitische Stahl 1.4301 ist aufgrund des groben Korns und des inhomogeneren Gefüges für die Herstellung von dünnwandigen Bälgen (80-100µm Wandstärke) bislang weniger geeignet, da er nicht das erforderliche Umformbarkeitsvermögen besitzt. Durch die Nutzung der Umwandlungsplastizität könnte das neue Fertigungsverfahren dazu beitragen, dass auch dieser Werkstoff zur Herstellung kleiner Bälge genutzt werden kann. Gegebenenfalls könnten auch die Fertigungszeiten bei kleineren Stückzahlen verbessert, neue Balgwerkstoffe im Hinblick auf Umformbarkeit und Festigkeitssteigerung eingesetzt und neue Werkzeugkonzepte entwickelt werden.

Im Rahmen der Arbeit wurde ein neues Prinzip für ein Werkzeug zur Herstellung von Metallbälgen entwickelt, siehe Abb. 7.2. Die Wellen des Metallbalges werden segmentweise erzeugt. Der Abdichtkolben wird nach der Umformung eines Segmentes um einen Abschnitt zurückgezogen. Der Vorschubkolben schiebt während eines Umformvorganges Material in die Umformzone nach, womit abschnittsweise der Metallbalg entsteht. Aufgrund der Durchströmung mit dem temperierten Umformmedium kann bei diesem Fertigungsverfahren die Umwandlungsplastizität genutzt werden, um besonders hohe Aufweitgrade zu realisieren.

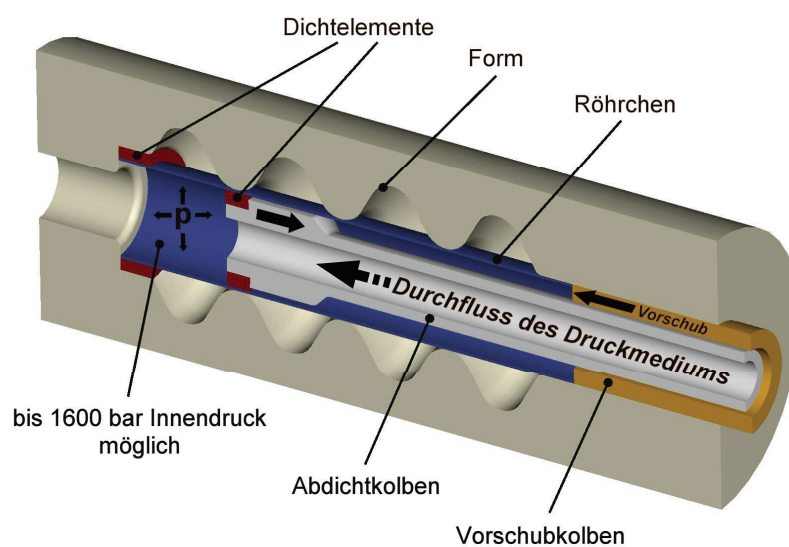


Abb. 7.2: Prinzipdarstellung für die Metallbalgherstellung

## 7.2 Herstellung von Schraubenspindeln für eine Pumpe

Schraubenpumpen, auch Schraubenspindelpumpen genannt, sind zwei- oder mehrwellige Rotationskolbenpumpen, die nach dem Verdrängerprinzip mit konstantem Verdrängervolumen arbeiten. Die steigenden Anforderungen an diese Pumpenart erfordern eine immer größere Genauigkeit der Bauteile mit kleinem Spiel zwischen Gehäuse und Rotoren. Die Vorteile der Schraubenpumpen liegen in dem hohen und nahezu im gesamten Druckbereich gleich bleibenden Wirkungsgrad, der nahezu pulsationsfreien Förderung, dem niedrigen Geräuschpegel und dem selbstansaugenden Funktionsprinzip [54]. In der Regel wird nur ein Läufer angetrieben und die Rotation über die Verzahnung der Spindel auf den zweiten übertragen. Schraubenspindelpumpen sind für die Förderung von niedrig- und hochviskosen Medien geeignet.

Für die Übertragung des Drehmomentes von der Treib- auf die Laufspindel muss die Verzahnung des Stirnschnitts der Spindeln das Verzahnungsgesetz erfüllen [56, 58]. In der Praxis haben sich Gewindeformen durchgesetzt, deren Flanken ein Evolventen-, Zykloiden oder Epizykloidenprofil aufweisen. Die Verzahnung ist umso günstiger, je kleiner die Leckspaltmengen bezogen auf das geförderte Volumen sind [55]. Aufgrund der dafür erforderlichen hohen Maßhaltigkeit der Verzahnung ist die Herstellung der Schraubenspindeln vergleichsweise aufwendig. Läufer werden heute üblicherweise durch spanende Bearbeitung hergestellt. Durch die Nutzung des neu entwickelten Innhochdruckumformverfahrens könnte die Fertigung der Spindeln erheblich vereinfacht, zudem Material eingespart und damit die Herstellungskosten gesenkt werden. Eine endkonturnahe Fertigung durch die Ausnutzung der guten Plastifizierbarkeit des Werkstoffes steht dabei im Vordergrund. Die Zykloidenverzahnung [57] erwies sich für dieses Fertigungsverfahren als die günstigste. Die Vorteile dieser Verzahnung liegen im geringen Verschleiß und im ruhigen Lauf. Nachteilig ist die aufwendige Fertigung mit unterschiedlichen Werkzeugen für Rad und Gegenrad.

In Abb. 7.3 ist ein Prinzip für das Werkzeug zur Herstellung von Schraubenspindeln dargestellt. Die Rotoren als Hohlteil haben beim Betrieb im Vergleich zu den spanend hergestellten Vollspindeln entscheidende Vorteile. Durch die Nachfederungseigenschaften beim Abrollen kann der Verschleiß der Schraubenspindeloberflächen, welcher durch Schmutzpartikel im Medium hervorgerufen wird, verringert werden. Aufgrund der geringen Wandstärke wird durch die Nachgiebigkeit der Spindeln eine gute Abdichtung zwischen den Kontaktflächen erreicht.

In der Arbeit von *Geimer* [59] wird eine Fertigung der Spindeln durch Explosivumformen erwähnt. Vorschläge bzw. Untersuchungen für eine durch IHU hergestellte Schraubenspindel-pumpe existieren nicht.

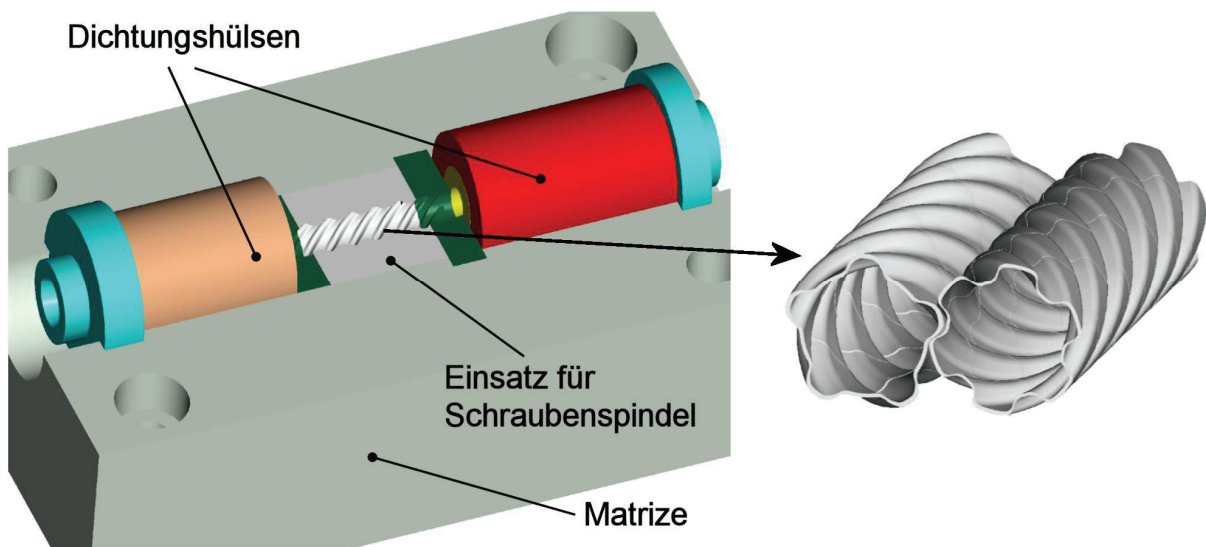


Abb. 7.3: Prinzipdarstellung für die Herstellung von Schraubenspindeln

### 7.3 Herstellung von Fügeverbänden

Die Erzeugung von Fügeverbänden mit Hilfe des IHU-Verfahrens ist nicht neu. Seit einigen Jahren werden unterschiedliche Welle-Naben-Verbindungen auf diese Weise gefertigt. Beispielsweise werden im Automobilbereich Nockenwellen durch IHU – erzeugte Pressverbindungen effizient und damit kostengünstig hergestellt [62]. Bisher sind die mit diesem Verfahren gefertigten Bauteile verhältnismäßig groß. Die Forschungsarbeiten zur Innenhochdruckumformung von Kleinstbauteilen können dazu beitragen, dass dieses Herstellungsverfahren auch bei Bauteilen mit kleinen Abmessungen eingesetzt wird.

Ein viel versprechendes Anwendungsbeispiel ist die Herstellung von Steuerschiebern für kleine Hydraulik- und Pneumatikventile. Dabei handelt es sich um rotationssymmetrische Bauteile die heute zumeist spanend hergestellt werden. Bei dem neuen IHU-basierenden Fertigungsverfahren werden die Schieber aus mehreren Teilen zusammengebaut. Dazu wird das Rohr mit den aufgesetzten Rohrabschnitten durch Innenhochdruckfügen verbunden, siehe Abb. 7.4.

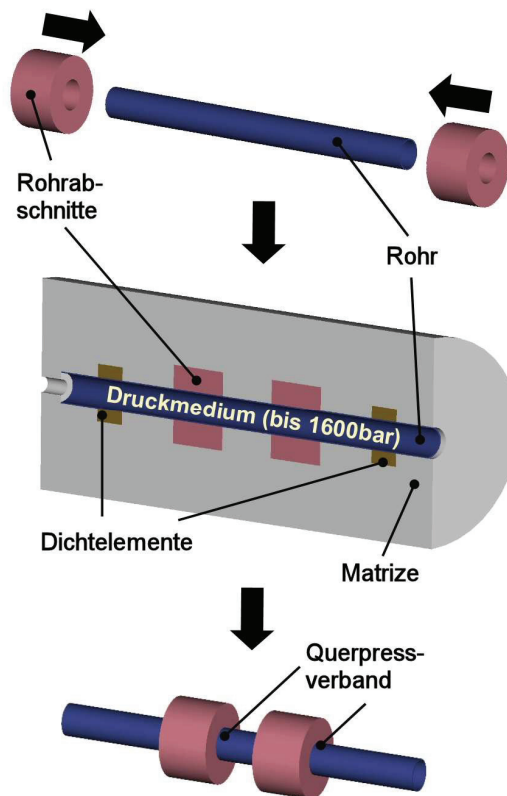


Abb. 7.4: Erzeugung eines Pressverbands durch IHU-Fügen

Das Rohr bildet die Kolbenstange (Welle) und die Rohrabschnitte bilden die Steuerkolben (Naben) des zusammengefügt Ventil-Steuerschiebers. Bei der Fertigung werden die Steuerkolben über die Kolbenstange geschoben und zusammen in das IHU-Werkzeug eingelegt. Die Kolbenstange wird nach dem in der Arbeit entwickelten Prinzip abgedichtet, siehe Abb. 4.7, und anschließend durch das Wirkmedium mit Druck beaufschlagt. Unter der Wirkung des Innendruckes weitet sich die Kolbenstange zunächst elastisch und dann plastisch auf. Nachdem das Fügespiel überwunden ist, expandieren Welle und Naben gemeinsam. Aufgrund der gezielt ausgesuchten Werkstoffeigenschaften für Kolben und Kolbenstange, wird die Welle plastisch und die Nabe fast nur elastisch verformt. Durch die elastische Vorspannung entsteht ein Querpressverband zwischen den Bauteilen, vgl. Abb. 7.5. Über die Materialeigenschaft von Kolbenstange und Kolben lässt sich der bleibende Fügedruck und damit das Tragfähigkeitsverhalten der Pressverbindung festlegen.

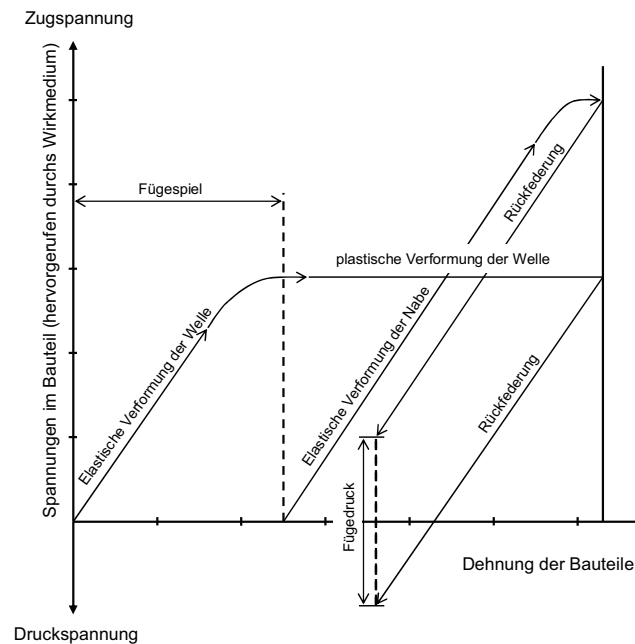


Abb. 7.5: schematische Darstellung des Verhaltens einer geeigneten Materialpaarung beim IHU-Fügen

Durch die Anwendung dieses Verfahrens kann der Steuerkolben in Leichtbauweise hergestellt werden, wodurch sich die Dynamik bei Schalt- und Servoventilen der Hydraulik und Pneumatik erheblich verbessern lässt. Des Weiteren können durch diese Bauweise unterschiedlich verschleißfeste Werkstoffe für Steuerkolben und Kolbenstange verwendet werden, was eine kostengünstige Herstellung ermöglicht.



## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Derzeit wird das Potential metastabiler austenitischer Stähle in der industriellen Praxis unzureichend genutzt. Eine Möglichkeit zur Verbesserung bekannter Herstellungsmethoden bietet das im Rahmen dieser Untersuchungen entwickelte neuartige Verfahren, das die wirkmedienbasierte Umformung mit temperatur-, belastungs- bzw. verformungsbedingten Werkstoffeigenschaften und insbesondere mit der Umwandlungsplastizität kombiniert. Dabei werden bestehende Grenzen der Umformbarkeit erweitert und Werkstoffeigenschaften gezielt beeinflusst.

In dieser Arbeit wurde das IHU-Verfahren für den miniaturisierten Bereich angepasst und dafür eine Versuchsanlage zum wirkmedienbasierten Umformen kleiner Bauteile entwickelt. Mit Hilfe von temperierten Zugversuchen wurden zunächst verschiedene Werkstoffe hinsichtlich ihrer Umformbarkeit untersucht. Es galt dabei ein Material bzw. Halbzeug zu finden, welches durch eine zweifache Phasenumwandlung des Gefüges eine besonders hohe Umwandlungsplastizität besitzt. Von dem ausgewählten Werkstoff wurde durch den temperierten Zugversuch die optimale Umformtemperatur ermittelt.

Mit den Ergebnissen der durchgeführten Versuche wurde die Temperaturabhängigkeit des Umformvermögens und der Martensitbildung am Beispiel des Stahls 1.4301 nachgewiesen. Somit kann dieses Verfahren für die Verbesserung des Umformprozesses bzw. der Werkstoffeigenschaften von Bauteilen eingesetzt werden.

Bei den Untersuchungen konnte mit Hilfe der Nutzung erhöhter Umwandlungsplastizität durch die Phasenumwandlung bei dem austenitischen Stahl 1.4301 ein besseres Verformungsvermögen gegenüber dem wesentlich teureren austenitischen Stahl 1.4441 erzielt werden, obwohl letzterer z.B. bei der Fertigung von Metallbälgen mit kleinen Abmessungen und hohen Umformgraden dem 1.4301 aufgrund seines homogenen und feinkörnigeren Gefüges bisher vorgezogen wird.

Die Nutzung der Umwandlungsplastizität und der Festigkeitssteigerung des Werkstoffes erforderte einen erhöhten Aufwand für den temperaturgesteuerten Umformprozess. Für jede Werkstoffcharge muss die optimale Umformtemperatur bisher experimentell ermittelt werden. Aus diesem Grund und angesichts der vergleichsweise großen Herstellungszeit für ein Bauteil

beim wirkmedienbasierten Umformen ist die Anwendung des hier vorgestellten Verfahrens eher auf Sonderbauteile begrenzt. Das entwickelte Umformverfahren kann aufwendige spanende Herstellungsverfahren ersetzen, wodurch eine kostenreduzierte Fertigung von komplexen Bauteilen möglich ist. Im Rahmen der Arbeit werden dazu unterschiedliche Anwendungen vorgestellt.

Für eine industrielle Umsetzung des Verfahrens sind weiterführende Forschungsarbeiten notwendig. Als nächster Schritt müssen unterschiedliche Werkzeugformen für die Herstellung der vorgestellten Bauteile konstruiert und angefertigt werden. Vor der Fertigung erster Musterbauteile sollten die in der Arbeit vorgeschlagenen Verbesserungen der Anlage durchgeführt werden. Dazu zählen vor allem der bei hohen Verformungsgraden erforderliche zweiseitige Materialvorschub und die bessere Filterung des Wirkmediums während des Umformprozesses.

## 9 Literaturverzeichnis

- [1] MQ Engineering GmbH: Verfahren zur Herstellung von Umformteilen, Patentschrift, 2004, DE 10239372
- [2] Schumann, H.: Chrom-Nickel-Stähle, Metallographie, 13.Auflage , Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie - Leipzig, 1991, S.592ff
- [3] Benkisser G.: Spannungs-Dehnungsdiagramme von metastabilen Stählen und ihre metallkundliche Interpretation, Freiburger Forschungshefte, Band 244
- [4] Hänsel A.: Hrsg.: VDI Fortschritt Berichte - Dissertation: Nichtisothermes Werkstoffmodell für die FE-Simulation von Blechumformprozessen, VDI Verlag, 1998
- [5] Schoß V.: Martensitische Umwandlungen und Ermüdung austenitischer Edelstähle, Gefügeveränderungen und Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschädigungen - Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2001
- [6] Schröder T.: Ausgekochter Stahl für das Auto von morgen, Max Planck Forschung, 3/2004, S.36ff
- [7] Kubla G.: Die Martensit-Austenit Umwandlung in Eisenlegierungen und Stählen - Dissertation, Ruhr Universität Bochum, 1996
- [8] Ahrens F.: Einfluss äußerer Spannungen auf die martensitische  $\gamma/\alpha$ -Umwandlungen in hochlegierten Eisen-Nickel-Legierungen - Dissertation, Universität Rostock, 1987
- [9] Heinemann G.: Hrsg.: Eidgenössische Technische Hochschule Zürich - Dissertation: Virtuelle Bestimmung des Verfestigungsverhaltens von Bändern und Blechen durch verformungsinduzierte Martensitbildung bei metastabilen rostfreien austenitischen Stählen, 2004
- [10] Angel T.: Formation of Martensite in Austenitic Stainless Steels, Journal of the Iron and Steel Institute, 1954, S.165-174
- [11] Eichelmann G. H.: The effect of Composition on the Temperature of Spontaneous Transformation of Austenite to Martensite in 18-8-Type Stainless Steels, Transactions of the A.S.M., Band Vol.45: 1953, S.77-104

- [12] Monkman F. C.: Computation of MS for Stainless Steels, Metal Progress 71, 1957, S.94
- [13] Pickering F. B.: Physical metallurgical development of stainless steels, Proc. Conf. Stainless Steels 84, Gothenburg, 1984, S.2-28
- [14] Ahrens F.: Einfluss äußerer Spannungen auf die martensitische  $\gamma/\alpha$ -Umwandlungen in hochlegierten Eisen-Nickel-Legierungen - Dissertation, Universität Rostock, 1987, S.9, 32
- [15] Ahrens F.; Kadolph A.: Extreme Festigkeitssteigerung bei Edelstahl, ATZ, 3/2004, S.238-245
- [16] Schumann H.: Nickelstähle, Metallographie, 13. Auflage , Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie - Leipzig, 1991, S.583
- [17] Schumann H.: Einfluss mechanischer Spannungen auf die Gefügeausbildung von Legierungen mit martensitischer Gitterumwandlung, Praktische Metallographie 12, 1975, S.511-525
- [18] Weiß A.; Lehnert W.; Gutte H.; Scheller P. R.: Verbesserung der Kaltumformbarkeit austenitischer CrNi-Stähle durch Nutzung des Trip Effektes, ATZ, 1/2005, S.68-72
- [19] Lehnert W.; Weiß A.: Verfahren zum Erreichen eines erhöhten Kaltumformvermögens von korrosionsbeständigen metastabilen austenitischen Stählen im Prozess ihrer Herstellung und Weiterverarbeitung, Patentschrift, 2002, DE 10052745
- [20] Lehnert W.; Weiß A.: Verfahren zur Herstellung rissfreier kaltumgeformter Teile aus korrosionsbeständigen metastabilen austenitischen Stählen, Patentschrift, 2002, DE 10052744
- [21] Ahrens F.: Einfluss äußerer Spannungen auf die martensitische  $\gamma/\alpha$ -Umwandlungen in hochlegierten Eisen-Nickel-Legierungen - Dissertation, Universität Rostock, 1987, S.90,104
- [22] Schumann, H.: Reineisen, Metallographie, 13.Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie - Leipzig, 1991, S.427

- [23] Hänsel A.: Hrsg.: VDI Fortschritt Berichte - Dissertation: Dehnungsgeschwindigkeit, Nichtisothermes Werkstoffmodell für die FE-Simulation von Blechumformprozessen, VDI Verlag, 1998, S.28,29
- [24] Eckstein R.: Materialverhalten in der Mikroblechbearbeitung, 2. Erlanger Workshop Mikroumformtechnik, LFT Universität Erlangen-Nürnberg, 11.2003
- [25] Diehl A.: Miniaturisation in Sheet Metal Forming, 3.Erlangen Workshop on Micro-forming, LFT Universität Erlangen-Nürnberg, 11.2005
- [26] Summerauer J.K.: Herstellung metallischer Kleinstteile, 2. Erlanger Workshop Mikroumformtechnik, LFT Universität Erlangen-Nürnberg, 11.2003
- [27] Lange K.: Definition der Fließkurve, Umformtechnik-Grundlagen, 2. , Springer Verlag, 2002, S.98ff
- [28] Lange K.: Umformleistung und Umformarbeit, Umformtechnik-Grundlagen, 2. , Springer Verlag, 2002, S.154
- [29] Beitz W., Küttner K.-H.: 3.2 Grundlagen der Umformtechnik, Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau, 17. Auflage , Springer Verlag, 1990, S22
- [30] Lange K.: Verfahren nach Siebel Schwaigerer, Umformtechnik-Grundlagen, 2. , Springer Verlag, 2002, S.104
- [31] Lange K.: Axialsymmetrische Umformung, Umformtechnik-Grundlagen, 2. , Springer Verlag, 2002, S.164
- [32] Engel B.: Hrsg.: Schmoeckel: Verfahrenstrategie zum Innenhochdruckumformen - Dissertation, PtU Darmstadt, Shaker Verlag, 1995
- [33] Lange K.: Definierte Spannungszustände, Umformtechnik-Grundlagen, 2. , Springer Verlag, 2002, S.125ff
- [34] DIN EN 10002 Teil 1 - Prüfverfahren
- [35] Beitz W., Küttner K.-H.: Prüfverfahren, Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau, 17. Auflage, Springer Verlag, 1990, E 20
- [36] VDI Richtlinie 3146 Blatt 1

- [37] ohne Autor: SPS installiert vollautomatische Innenhochdruck-Umformanlage bei BMW, Blech, Band 1: 1995, S.12
- [38] Eichler E.: Entwurf und Konstruktion einer Versuchseinrichtung zur Mikrohochdruckumformung - Diplomarbeit, Universität Rostock, 2004
- [39] Dohmann F.: Hrsg.: Lange K.: Innenhochdruckumformen, Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 4: 2., Springer Verlag, 1993, S.253
- [40] Engel B.: Grundlagen des Innenhochdruckumformens, Publikation - Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Werkzeugmaschinen - Universität Siegen, 2003, <http://www.uni-siegen.de/fb11/fw/lehrstuhl/publikationen/pdf/dgmengel03.pdf>
- [41] Schuler: Handbuch der Umformtechnik, Berlin Springer Verlag, 1996
- [42] Merten C.: Hrsg.: Schuler: Aspekte der Bauteilentwicklung, IHU - Werkzeugtechnologie für eine sichere und wirtschaftliche Serienproduktion - Workshop, Wilnsdorf, Mai 2005
- [43] Hielscher C.: Entwicklung eines Halbzeugprüfverfahrens für das Innenhochdruck - Umformen von Hohlprofilen - Dissertation, TU Darmstadt, 2001
- [44] Groche P.; Peter A.; Prier M. : Neue Erkenntnisse zur Tribologie beim Innenhochdruck - Umformen, Veröffentlichung, UTF-Science, 2000
- [45] Vollertsen F.; Dal Bo P.; Geiger M.: Improvement of Formability in Tube Hydroforming by Reduction of Friction with a High Viscous Fluid Flow, Production Engineering Vol. XIII/1, 2006, S. 53ff.
- [46] Dohmann F.: Einführung in die Verfahren der Innenhochdruckumformung, Hydroformung von Rohren, Strangpressprofilen und Blechen, Band 1, Stuttgart 1999
- [47] Skrigerud M.: Entwicklung eines modularen Planungstools zur FEM gestützten Auslegung von IHU Fertigungsprozessen - Dissertation, TH - Zürich, 2005
- [48] Lunze J.: Regelungstechnik, Band 1: 5. , Springer Verlag, 2006
- [49] PXPrecimet SA: Datenblätter Stahl, 10/2006, <http://www.pxprecimet.ch>

- [50] Prüfzeugnis Fa. G. Rau GmbH & Co. KG, Zeugnisnummer 04043 Rev. 1
- [51] Eichler E.; Hirschmann K.H.; Ahrens F.; Kadolph A.: Wirkmedienbasierte Mikroumformung unter Ausnutzung spezieller Werkstoffeffekte, Konstruktion, 03/2007
- [52] Ahrens F.; Kadolph A.: Micro-Hydroforming using special material effects, 4.Erlangen Workshop on Microforming, LFT Universität Erlangen-Nürnberg, 11.2007
- [53] Beitz W., Küttner K.-H.: 6 Hydro- und Aerodynamik, Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau, 17. Auflage, Springer Verlag, 1990, B46
- [54] Prager R.: 5.2.7. Schraubenspindelpumpen, Technisches Handbuch Pumpen, 7., VE Verlag Technik, 1987, S.233ff
- [55] Rinder L.: Schraubenverdichter, Springer Verlag Wien, 1979
- [56] Opitz F.: Zykloidenverzahnung, Handbuch Verzahntechnik, 2., Berlin, VE Verlag Technik, 1973, S.47ff
- [57] Altmann F. G.: Zeichnerische Ermittlung von Zahnflanken zu einer gegebenen Eingriffslinie, VDI-Zeitschrift Bd. 82, 1938, 7, S.165
- [58] Beitz W., Küttner K.-H.: 8.1.1 Verzahnungsgesetz, Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau, 17. , Springer Verlag, 1990, S.G116
- [59] Geimer M.: Meßtechnische Untersuchung und Erstellung von Berechnungsgrundlagen zur Ermittlung der Einsatzgrenze dreispindeliger Schraubenpumpen - Dissertation, Technische Hochschule Aachen, 1995
- [60] Schumann H.: Verformung durch Abgleitung, Metallographie, 13., Leipzig, Deutscher Verlag der Grundstoffindustrie, 1991, S.399ff.
- [61] Witzenmann GmbH: Das Handbuch der Metallbälge, <http://www.witzenmann.de>
- [62] Dietz P.; Grünendick T.: Innenhochdruck-Fügeverfahren für Welle-Nabe-Verbindungen, Konstruktion, 1/2004, S.18ff

## 10 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis

Abb. 2.1: Gefügeausbildung der Chrom-Nickel Stähle [2].....	4
Abb. 2.2: Abhängigkeit Ms-Temperatur vom Nickelgehalt bei 18%Cr 0.04%C – Stahl [4].....	5
Abb. 2.3: Definition der Martensitbildungstemperaturen .....	6
Abb. 2.4: Dehnungsinduzierte Martensitbildung eines CrNi-Stahls im isothermen einachsigen Zugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen [10] .....	7
Abb. 2.5: Schliffbilder der unterschiedlichen Martensitarten [16, 17] .....	9
Abb. 2.6: Dehnungs- Temperatur Umwandlungsdiagramm für 1.4301 (X5CrNi 1810) [in Anlehnung an 18] .....	9
Abb. 2.7: Umwandlungsschaubild von reinem Eisen bei höheren Drücken [22] .....	11
Abb. 2.8: Randschichteinfluss bei zunehmender Miniaturisierung [in Anlehnung an 25] .....	12
Abb. 2.9: Wirkmedienbasiertes Umformen eines Röhrchens für die Werkstoffuntersuchungen .....	14
Abb. 2.10: Gleichgewichtsbetrachtungen an einem dünnen Rohr [33] .....	17
Abb. 2.11: Fließortkurve durch Überlagerung von Zug- und Druckspannungen bei Innen- bzw. Außendruck [33] .....	18
Abb. 2.12: Festigkeit und Verformungskennwerte im Zugversuch a) mit ausgeprägter Streckgrenze; b) mit Dehngrenze [35] .....	19
Abb. 2.13: Verfahrensvarianten beim IHU [36] .....	22
Abb. 2.14: Innenhochdruck – Aufweitstauchen im geschlossenen Gesenk [39] .....	23
Abb. 2.15: Ausbildung vom minimal möglichen Radius [42] .....	24
Abb. 2.16: Druck- Zeit-Verlauf bei einer Aufweitung .....	24
Abb. 2.17: Einfluss der Aufweitlänge auf die Spannungsverteilung [32].....	26
Abb. 2.18: Gültigkeitsbereich der Kesselformel [32] .....	27



---

Abb. 2.19: Prozessfenster beim IHU [46] .....	28
Abb. 4.1: Prozessmodell für IHU – Versuchseinrichtung .....	32
Abb. 4.2: Schnittzeichnung der Versuchseinrichtung .....	34
Abb. 4.3: Versuchseinrichtung .....	36
Abb. 4.4: Funktionsplan der Versuchseinrichtung .....	38
Abb. 4.5: Hydraulikschaltplan der Versuchsanlage.....	39
Abb. 4.6: Umformwerkzeug.....	40
Abb. 4.7: Querschnitt vom Umformwerkzeug.....	41
Abb. 4.8: Umformmatrize mit verschiedenen Einsätzen .....	42
Abb. 4.9: Versuchseinrichtung mit Hochdruckversorgung und Steuerung .....	43
Abb. 4.10: Schematische Darstellung der Steuerung .....	45
Abb. 4.11: MATLAB-Simulink Modell mit abgeleiteter xPC-Target Regelung .....	46
Abb. 4.12: Bedienoberfläche der Steuerungssoftware .....	48
Abb. 5.1: Gefüge der unverformten Röhrchen.....	55
Abb. 5.2: Schnittzeichnung Versuchsbauteil.....	56
Abb. 5.3: Vermessung Ausgangsröhrchen 1.4301.....	57
Abb. 5.4: Vermessung Ausgangsröhrchen 1.4441.....	58
Abb. 5.5: Schnittzeichnung des Umformwerkzeuges .....	60
Abb. 5.6: Zeichnungen der unterschiedlichen Umformeinsätze .....	60
Abb. 5.7: Ergebnisse - Vermessung der Umformeinsätze.....	61
Abb. 5.8: Einspannung der Röhrchen beim Zugversuch .....	62
Abb. 5.9: Versuchsaufbau beim temperierten Zugversuch und Spannungs- Dehnungsdiagramm des Röhrchens .....	63
Abb. 5.10: Ermittlung der optimalen Umformtemperatur .....	64

---

Abb. 5.11: Aufweitung ohne Materialvorschub bis zum Bersten .....	65
Abb. 5.12: Faltenbildung durch eine unterschiedliche Vorschubkraft .....	66
Abb. 5.13: maximal möglicher Volumenstrom der Versuchsanlage .....	67
Abb. 5.14: Druckverlauf beim Umformen mit 1600bar Kalibriedruck .....	69
Abb. 5.15: Stelle der Gefügeuntersuchung .....	76
Abb. 5.16: Ringzugversuch.....	77
Abb. 6.1: Martensitbildung bei 0% Aufweitung und unterschiedlicher Belastung.....	79
Abb. 6.2: Martensitbildung bei 30% Aufweitung .....	81
Abb. 6.3: Festigkeiten nach der 30% Aufweitung .....	83
Abb. 6.4: Martensitbildung bei 45% Aufweitung .....	84
Abb. 6.5: Martensitbildung bei 50% Aufweitung .....	86
Abb. 6.6: Martensitgehalt in Abhängigkeit vom Umformgrad und Kalibrierdruck.....	87
Abb. 6.7: Auswirkung des Volumenstroms des Wirkmediums auf die Martensitbildung.....	88
Abb. 6.8: Temperaturverlauf am Röhrchen bei der 30% Aufweitung mit bzw. ohne Durchströmung.....	90
Abb. 6.9: Auswirkung unterschiedlicher Umformtemperaturen auf die Martensitbildung und das Umformvermögen.....	91
Abb. 6.10: Vorschubwegverlauf in Abhängigkeit von der Umformtemperatur bei 45% Aufweitung (Versuchsnummer vgl. Tabelle 5.10).....	92
Abb. 6.11: Schweißnahtposition an der Versagensstelle .....	92
Abb. 6.12: Vorschubwegverlauf mit bzw. ohne Schmierung bei 30% Aufweitung .....	93
Abb. 6.13: Vorschubwegverlauf mit bzw. ohne Schmierung bei 45% Aufweitung .....	94
Abb. 6.14: Vorschubwegverlauf 1.4441 im Vergleich zum 1.4301.....	95
Abb. 6.15: Gefüge des Werkstoffes 1.4441 bei 45% Aufweitung.....	96

---

Abb. 6.16: Vermessung der umgeformten Röhrchen (1.4301) im Vergleich mit den Umformeinsätzen .....	97
Abb. 6.17: Wandstärke nach 30% Aufweitung .....	98
Abb. 7.1: Metallbalg der Firma Witzenmann [61] .....	102
Abb. 7.2: Prinzipdarstellung für die Metallbalgherstellung .....	103
Abb. 7.3: Prinzipdarstellung für die Herstellung von Schraubenspindeln .....	105
Abb. 7.4: Erzeugung eines Pressverbands durch IHU-Fügen .....	106
Abb. 7.5: schematische Darstellung des Verhaltens einer geeigneten Materialpaarung beim IHU-Fügen .....	107

## Tabellen

Tabelle 2.1: Formeln zur Berechnung von Stabilitätskriterien der $M_s$ -Temperatur [9].....	7
Tabelle 5.1: chemische Zusammensetzung 1.4301, ermittelt über spektralanalytische Werkstoffuntersuchung.....	51
Tabelle 5.2: physikalische Eigenschaften 1.4301 .....	51
Tabelle 5.3: chemische Zusammensetzung 1.4441 [50] .....	53
Tabelle 5.4: physikalische Eigenschaften 1.4441 [50] .....	53
Tabelle 5.5: Berechnungen der $M_s$ Temperaturen der Versuchsmaterialien .....	54
Tabelle 5.6: Zusammenfassung der Vermessung der Ausgangsröhrchen 1.4301 und 1.4441..	58
Tabelle 5.7: Ergebnisse der Vermessung der Umformeinsätze .....	62
Tabelle 5.8: Versuche bei Durchströmung mit Wirkmedium (1.4301) .....	71
Tabelle 5.9: Versuche ohne Durchströmung mit Wirkmedium (1.4301).....	72
Tabelle 5.10: Versuchsübersicht Aufweitung bei veränderter Umformtemperatur (1.4301) ...	73
Tabelle 5.11: Versuche mit und ohne Schmierung (1.4301).....	74
Tabelle 5.12: Versuchsübersicht bei Durchströmung mit Wirkmedium (1.4441).....	75
Tabelle 6.1: ermittelte Kennwerte aus den Ringzugversuchen (nach 30% Aufweitung).....	82

## **Erklärung**

Ich versichere, dass ich die vorliegende Dissertation selbstständig verfasst und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe. Die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche gekennzeichnet.

Enrico Eichler

Rostock, Oktober 2009

## **Erklärung**

Hiermit erkläre ich, dass ich mich bisher noch keinem Promotionsverfahren unterzogen oder um eine Zulassung zu solchem beworben habe. Die eingereichte Schrift wurde an keiner anderen Hochschule vorgelegt.

Enrico Eichler

Rostock, Oktober 2009

## Lebenslauf

Name: Enrico Eichler

Geboren am: 04.11.1978 in Neubrandenburg

Nationalität: Deutsch

### Schulbildung

1985-1990: 5. Polytechnische Oberschule Neubrandenburg

1990-1997: Gesamtschule Mitte Neubrandenburg

### Studium

1998-2004: Universität Rostock

Studium Maschinenbau, Vertiefungsrichtung Fahrzeugtechnik/Konstruktion

2004-2007: Promotionsstudium zum Dr.-Ing. an der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Getriebe und Antriebstechnik

2009: Abschluss der Promotion

### Beruf

1997-1998: Bundeswehr

2004-2007: wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik, Lehrstuhl für Getriebe und Antriebstechnik

Seit 2007: Mitarbeiter der DOLMAR GmbH als Entwicklungsingenieur Motorenentwicklung